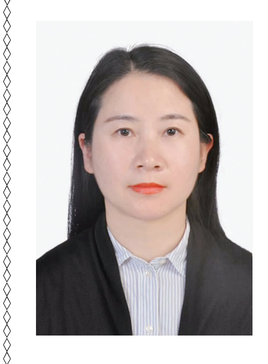
第 40 卷　第 6 期
2023 年 12 月

应　用　力　学　学　报
Chinese Journal of Applied Mechanics

Vol. 40 No. 6
Dec. 2023

文章编号:1000-4939(2023)06-1213-26





陈红鸟,教授,博士生导师,硕士毕业于意大利米兰理工大学,博士毕业于香港大学,2013 年进入贵州大学任教,2018 年晋升为教授,2020 年任空间结构研究中心副主任。贵州大学学科学术带头人,贵州省"千"层次创新型人才,注册土木工程师(岩土),国家留学基金委公派英国牛津大学访问学者。《应用力学学报》青年编委,中国大坝工程学会大坝混凝土与岩石断裂力学专业委员会专家委员,主要从事建筑材料混凝土和核工程石墨断裂力学研究,主持国家自然科学基金 3 项,科技部外国专家项目 1 项,省部级项目 3 项,英国皇家学会资助项目 1 项,公开发表学术论文 80 余篇。

核工程石墨断裂力学研究进展

沈杰[1,2],陈红鸟[1],陆忠晓[1],曾广礼[3],唐宇翔[4]

(1. 贵州大学空间结构研究中心,550025 贵阳;2. 贵州大学土木工程学院,550025 贵阳;
3. 中国科学院上海应用物理研究所,212204 上海;4. 同济大学建筑与土木工程学院,200092 上海)

摘　要:高温气冷堆和熔盐堆作为第四代核电反应堆的主要候选堆型,均采用核石墨作为中子慢化剂和堆芯结构材料。在核反应堆运行过程中,核石墨作为主要的堆芯结构材料将承受常见的机械载荷、不同运行工况下的热应力、辐照变形以及地震作用等,使得石墨构件处于复杂的应力作用下,材料内部的微观损伤不断累积,在键、槽及不连续处的局部应力集中甚至会导致宏观裂纹的出现,从而影响整个堆芯结构的尺寸完整性,威胁反应堆的安全。因此,对核石墨材料损伤和断裂力学特性进行研究很有必要,可提高堆芯结构完整性评估的可信度。本研究首先从材料的失效准则、断裂准则、*R* 阻力曲线、非线性断裂力学模型及多尺度分析方法几个方面介绍了核石墨断裂力学的研究进展;接着归纳了确定核石墨断裂参数采用的标准试验方法,结合常用的试验方法回顾了目前的研究现状;最后,从服役环境的影响、断裂过程区表征和尺寸效应 3 个方面对核石墨断裂力学研究的未来发展趋势进行了展望。本研究可为核石墨断裂力学模型的提出及完善提供参考,对获取核石墨断裂参数的试验方法选择提供依据,为核石墨断裂力学研究提供思路。

关键词:核石墨;断裂准则;*R* 阻力曲线;非线性断裂行为;断裂过程区

中图分类号:TL341;TQ127.11　**文献标志码:**A　**DOI:**10.11776/j.issn.1000-4939.2023.06.001

收稿日期:2023-10-10　**修回日期:**2023-11-15
基金项目:国家自然科学基金资助项目(No. 52278251);贵州省科技计划重点项目(黔科合基础-ZK[2022]重点 007)
通信作者:陈红鸟,教授。E-mail:hqchen@gzu.edu.cn
引用格式:沈杰,陈红鸟,陆忠晓,等. 核工程石墨断裂力学研究进展[J]. 应用力学学报,2023,40(6):1213-1238.
SHEN Jie,CHEN Hongniao,LU Zhongxiao,et al. Research progress in fracture mechanics of graphite for nuclear engineering[J]. Chinese journal of applied mechanics,2023,40(6):1213-1238.

Research progress in fracture mechanics of graphite for nuclear engineering

SHEN Jie[1,2], CHEN Hongniao[1], LU Zhongxiao[1], ZENG Guangli[3], TANG Yuxiang[4]

(1. Space Structure Research Center, Guizhou University, 550025 Guiyang, China; 2. College of Civil Engineering, Guizhou University, 550025 Guiyang, China; 3. Shanghai Institute of Applied Physics, Chinese Academy of Sciences, 212204 Shanghai, China; 4. College of Civil Engineering, Tongji University, 200092 Shanghai, China)

Abstract: As main candidates for Gen-Ⅳ nuclear power reactors, both high temperature gas cooled reactors and molten salt reactors use nuclear graphite as a neutron moderator and core structural material. During the operation of nuclear reactors, nuclear graphite will withstand common mechanical loads, thermal stresses under different operating conditions, radiation deformation and seismic actions, resulting in complex stress effects on the graphite components. As micro-damage inside the material continues to accumulate, local stress concentration at keys, grooves, and other discontinuities can even induce macroscopic cracks, which will affect the dimensional integrity of the entire core structure and threaten the safety of the reactor. Therefore, it is necessary to study the damage and fracture mechanics characteristics of nuclear graphite, which can improve the reliability of safety assessment of core structure. This paper first introduces the research status of fracture mechanics of nuclear graphite from the following aspects: material failure criteria, fracture criteria, R-resistance curve, nonlinear fracture mechanics models, and multi-scale analysis methods. Then, the standard test methods used to determine the fracture parameters of nuclear graphite are summarized, and the research progress is reviewed in conjunction with commonly used test methods. Finally, the future development trend of fracture mechanics research on nuclear graphite is prospected from three aspects: the impact of service environments, characterization of fracture process zone, and size effects. This study can provide some reference for proposing or improving fracture mechanics models of nuclear graphite, a basis for selecting experimental methods to obtain fracture parameters of nuclear graphite, and provide ideas for the direction of research on fracture mechanics of nuclear graphite.

Key words: nuclear graphite; fracture criteria; *R*-resistance curve; nonlinear fracture behavior; fracture process zone

能源活动是我国 CO_2 的主要排放源,相应排放量约占73%[1],而煤炭火力发电的 CO_2 排放量约占整个能源结构的55%[2]。为实现“双碳”目标,可以开发清洁能源,依靠风电、光伏、水电和核能的综合利用,尤其是核能[3]。以秦山核电为例,累计发电超过6 900亿千瓦时,相当于减排 CO_2 6.53 亿吨,植树造林 433 个西湖景区[2]。此外,核工业是高科技战略产业,是国家安全的重要基石。未来无论是发展航天事业,还是开发海洋资源,都离不开核能[4]。尽管核能是未来能源结构中不可或缺的一环,但其安全性一直饱受争议,因为核电站一旦出现重大安全事故,严重的核辐射污染会造成巨大的次生灾害[5]。回顾核能利用的历史,出现过 3 次严重的核事故,分别为 1973 年美国三里岛核事故,1986 年苏联切尔诺贝利核事故以及 2011 年日本福岛核事故。因此,核电站的安全运行是核能利用的重中之重。第四代核电反应堆(Gen-IV)与水冷堆核电站相比,具有更好的经济性和安全性[6]。高温气冷堆和熔盐堆作为 Gen-IV 的候选堆型,均采用核石墨作为中子慢化剂和堆芯结构材料[7]。

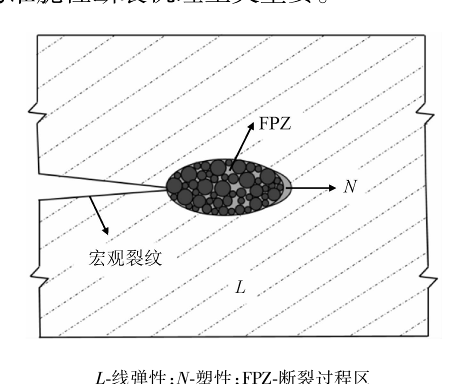
核石墨是一种具有复杂微观结构的准脆性复合材料,由骨料颗粒(如石油焦、沥青焦或天然沥青等)和黏结剂组成[8-9],其化学纯度高、各向异性度低、石墨化程度高,具有中子慢化能力强、中子吸收截面小、机械强度高、热稳定性强等优点,广泛用于核反应堆慢化剂、反射层及结构材料[5,10-12]。反应

堆堆体结构比较复杂，反射层由石墨砖通过键、榫、销、槽等连接而成。此外，堆芯内装载的球形燃料元件由石墨外壳和含燃料的石墨基体球芯组成，包覆燃料颗粒弥散在石墨基体中，因此球形燃料元件也由核石墨制成[13]。在反应堆运行过程中，石墨构件将承受常见的机械载荷、不同运行工况下的热应力、辐照变形以及地震作用[14-15]等，使得石墨构件处于应力集中、单向或多向拉伸、压缩的复杂应力状态[16]；在运行寿命后期，复杂应力作用下，核石墨内部的微观缺陷演化并相互作用，导致核石墨构件的损伤不断累积[17]，石墨键、槽和不连续处的局部应力集中甚至可能会导致其宏观裂纹的产生[18-21]，从而影响整个堆芯结构的尺寸和结构完整性[14]，威胁反应堆的安全[22-24]。

评估任何具有结构功能的石墨构件的完整性时，需要考虑两个重要的因素：首先是石墨材料对需要承受的不同载荷（作用）的响应，例如堆芯石墨中产生的复杂应力分布；其次是石墨材料随时间推移而发生的变化，例如由高温、氧化及辐照引起的材料物理和力学性能变化。通常，石墨构件的完整性评估不可能对在役和运行寿命后期的反应堆构件进行试验，因此很大程度上依赖小尺寸试件的试验，再将试验结果带入数学模型中进行评估[25]。然而，对于不同种类的核石墨，由于原料和制备工艺的不同，其弹性模量、强度、断裂韧性等力学参数都会存在差异[26]，石墨颗粒的形状和粒径差异还会引起其在荷载下的非线性行为不同，例如细颗粒石墨的非线性程度小于粗颗粒石墨[27]。考虑到核石墨的材料性能和运行功能决定其构件在反应堆服役期内的整体性和完整性[28]，在反应堆石墨结构的设计和安全性分析中，应充分考虑不同种类核石墨材料的断裂特性，以提高结构完整性评估的可信度[29]。

1　核石墨断裂力学研究现状

作为一种多孔材料，核石墨存在大量的孔隙和微裂纹。研究[30-32]表明，由于核石墨裂纹尖端存在断裂过程区（fracture process zone，FPZ），其断裂行为呈现一定的非线性，也称准脆性。准脆性材料裂纹尖端的 FPZ 较大，塑性区域可以忽略不计，如图 1 所示。FPZ 特性和试件尺寸会直接影响构件的整体断裂行为：当构件尺寸较大，FPZ 的影响相对较小时，构件的断裂行为基本符合线弹性断裂理论；而当构件尺寸较小时，FPZ 的影响不能忽略，构件又会表现出准脆性行为，需要建立非线性的断裂力学模型。因此，要建立合适的核石墨断裂力学模型，需要考虑试件的尺寸及 FPZ 特性，如 FPZ 尺寸、应力集中区范围、临界应力/应变状态及损伤演化等，对探明核石墨的准脆性断裂机理至关重要。



L-线弹性；N-塑性；FPZ-断裂过程区

图 1　核石墨断裂过程区示意图

Fig. 1　Schematic of fracture process zone of nuclear graphite

1.1　核石墨失效研究

石墨材料的破坏准则与传统的金属材料和脆性材料都不相同，甚至不同类型的核石墨材料还需要选用不同的失效标准，因此必须采用专门针对石墨材料的失效准则进行分析。由于石墨构件的损伤和破坏主要集中在高应力区域，石墨的失效研究主要采用概率论方法，其概率失效模型多采用基于最弱链理论的 Weibull 分布。该方法假设试件是由不同的链（组）串联构成，整个构件的失效取决于最弱的链[33]。德国 HTR 设计规范 KTA3232[34]首次考虑石墨材料的强度分散性，将整个构件看成一个链，采用两参数 Weibull 分布作为石墨的强度分布函数。BURCHELL 将断裂韧性与基于物质微观结构的石墨失效理论相结合，提出计算核石墨失效概率的 BURCHELL 模型[22]。HINDLEY 等[35]采用三参数 Weibull 分布，基于颗粒尺寸倍数和压力梯度参数，提出了一种计算石墨试件失效概率的方法，并被美国 ASME 标准采用。王泓杰等[33]基于 HINDLEY 模型，将 FPZ 作为分组参数，提出了适用于细颗粒石墨的概率计算模型。丁冬等[36-37]基于 HINDLEY 模型建立的 ASME 标准，对分组参数（FPZ 尺寸和应力梯度值）进行改进，引入断裂韧性参数，提出了一种新的失效概率计算模型。

从以上研究可知，核石墨概率失效模型的可靠性由最弱链理论的分组参数决定，若一个主裂纹的

产生、扩展和达到临界都出现在一个链中,那么认为按该分组得到的模型是精确的。由于试样形状尺寸、载荷类型、加载方式、应力分布、材料强度和断裂韧性等均会影响微裂纹的产生和临界裂纹尺寸,这些因素对分组的合理性也有重要影响。此外,由于分组参数涉及到材料的 FPZ 尺寸和应力集中区的应力分布,采用高精度仪器测量裂纹尖端的局部变形可获得直接的试验证据。

损伤力学模型可自动处理裂纹的起裂、扩展和分叉等复杂行为,但损伤变量缺乏明确的物理意义,与裂纹之间也不存在一一对应关系,故难以准确预测裂纹位置、裂纹宽度等工程中极为关心的局部信息[38]。刘广彦等[27,39-40]采用弹性模量来表征核石墨的损伤劣化,基于人工神经网络方法建立一种双重迭代方法,来预测石墨构件的损伤演化。该方法形式简单,计算过程明确,能从宏观上对石墨构件的损伤演化进行较好地预测;然而,仅通过弹性模量的降低来表征材料的损伤,数学上易于实现,但对材料内在损伤劣化机制的认识并不清晰。因此,作为宏观损伤力学研究的重要补充,采用高精度的测量技术测量裂纹尖端附近的局部变形,分析裂纹扩展特性,对理解 FPZ 的非线性行为和损伤劣化行为很有必要,可为解释石墨的损伤演化并建立合理的断裂力学模型提供试验支撑[41]。

1.2　核石墨的断裂准则

核石墨的断裂准则大致可分为 3 类:基于应力的断裂准则[31,42]、基于应变的断裂准则[43-44]和基于能量的断裂准则[45-47]。每种断裂准则都有优点和缺点,仅适用于特定的条件。基于能量的准则来源于热力学定理,原理比较简单,而基于应变和应力的准则具有适合工程设计的优点;为了摸清各种准则的适用条件,各国学者做了大量研究。SATO 等[48]指出,最大应力理论适用于石墨Ⅰ型裂纹且拉伸应力占主导地位的情况。MIRSAYAR 等[49]采用基于应变的断裂准则研究了石墨在混合模式载荷下的脆性断裂。ZOU 等[50]使用连续损伤力学模型预测了石墨的断裂失效,模型损伤的萌生由应力准则决定,而裂纹的形成及发展由断裂力学准则决定。为了弄清哪种准则能更准确地描述材料,需要考察裂纹尖端场中的应力和应变状态,从而加深对不同条件下石墨裂纹萌生和扩展准则的了解[51]。

1.2.1　基于应力、应变的断裂准则

基于应力、应变的断裂准则可分为:最大应力[52](maximum tangential stress, MTS)准则和最大应变[53](maximum tangential strain, MTSN)准则。在这两种准则的基础上,考虑环向分量的第一个非奇异项后,又发展出两种改进准则:广义最大应力[54](generalized MTS, GMTS)准则和扩展最大应变[44](extended MTSN, EMTSN)准则。其中,以带中心裂纹的巴西圆盘试件为例(图 2),分别对 MTS、GMTS、MSTN 和 EMTSN 准则进行简要介绍。

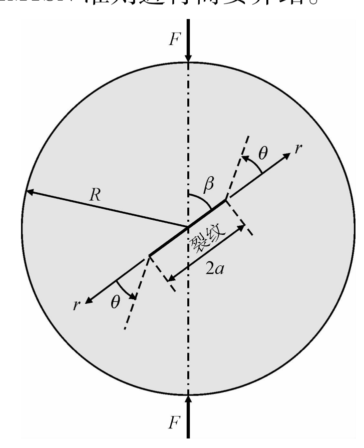


图 2　带中心裂纹的巴西圆盘试件

Fig. 2　Brazilian disk specimen with a central crack

1) MTS 断裂准则

Ⅰ/Ⅱ混合型加载下,裂纹尖端附近的弹性环向应力可以写成无穷级数展开的形式[55],即

$$\sigma_{\theta\theta} = \frac{1}{\sqrt{2\pi r}}\cos\frac{\theta}{2}\left[K_{\mathrm{I}}\cos^2\frac{\theta}{2} - \frac{3}{2}K_{\mathrm{II}}\sin\theta\right] + T\sin^2\theta + \cdots \quad (1)$$

式中:r 和 θ 分别是以裂纹尖端为原点的柱坐标的径向和环向坐标;T 是一个非奇异的恒定应力项,通常称为 T 应力。传统的 MTS 准则仅考虑奇异项,即与应力强度因子 K_{I} 和 K_{II} 相关的项,如下式所示。

$$\sigma_{\theta\theta} = \frac{1}{\sqrt{2\pi r}}\cos\frac{\theta}{2}\left[K_{\mathrm{I}}\cos^2\frac{\theta}{2} - \frac{3}{2}K_{\mathrm{II}}\sin\theta\right] \quad (2)$$

MTS 准则认为距裂纹尖端临界距离 r_c 处的环向应力 $\sigma_{\theta\theta}$ 达到临界值 $\sigma_{\theta\theta c}$ 时,裂纹沿最大环向应力方向 θ_0 开始扩展,r_c 和 $\sigma_{\theta\theta c}$ 均被假定为材料常数。由此,断裂的起始角度 θ_0 和断裂发生的判别准则可由式(3)、(4)分别确定。

$$\frac{\cos\theta_0}{2}[K_{\mathrm{I}}\sin\theta_0 + K_{\mathrm{II}}(3\cos\theta_0 - 1)] = 0 \quad (3)$$

$$K_{\mathrm{IC}} = \cos\frac{\theta_0}{2}\left[K_{\mathrm{I}}\cos^2\frac{\theta_0}{2} - \frac{3}{2}K_{\mathrm{II}}\sin\theta_0\right] \quad (4)$$

式中,K_{I} 和 K_{II} 分别为混合型断裂时对应的Ⅰ、Ⅱ

型应力强度因子,当式(4)右侧等于或大于 $K_{\mathrm{II C}}$ 时断裂发生。

2)GMTS 断裂准则

与传统的 MTS 准则相比,GMTS 准则更准确地描述了裂纹尖端的应力。除考虑奇异应力项以外,GMTS 断裂准则还考虑了第一个非奇异项应力(T 应力)项,如式(1)所示。同样,基于 MTS 的假定,可分别得到断裂起始角度和断裂发生的判别依据,即

$$\frac{\partial \sigma_{\theta\theta}}{\partial \theta} = [K_{\mathrm{I f}}\sin\theta_0 + K_{\mathrm{II f}}(3\cos\theta_0 - 1)] \times \frac{16T_{\mathrm{f}}}{3}\sqrt{2\pi r_{\mathrm{c}}}\cos\theta_0 \sin\frac{\theta_0}{2} = 0 \tag{5}$$

$$K_{\mathrm{I C}} = \cos\frac{\theta_0}{2}\left[K_{\mathrm{I f}}\cos^2\frac{\theta_0}{2} - \frac{3}{2}K_{\mathrm{II f}}\sin\theta_0\right] + \sqrt{2\pi r_{\mathrm{c}}}T_{\mathrm{f}}\sin^2\theta_0 \tag{6}$$

式中,$K_{\mathrm{I f}}$、$K_{\mathrm{II f}}$ 和 T_{f} 分别为发生混合型断裂时 K_{I}、K_{II} 和 T 的临界值,当式(6)右侧等于或大于 $K_{\mathrm{I C}}$ 时断裂发生。

3)MTSN 断裂准则

根据 MTSN 断裂准则,在距裂纹尖端的临界距离 r_{c} 处,当最大环向应变 $\varepsilon_{\theta\theta}$ 达到临界值 ε_T 时[53],裂纹沿 θ_0 方向扩展。该准则可表示为

$$\begin{cases} \left.\dfrac{\partial \varepsilon_{\theta\theta}}{\partial \theta}\right|_{r=r_{\mathrm{c}};\theta=\theta_0} = 0 \\ \left.\dfrac{\partial^2 \varepsilon_{\theta\theta}}{\partial \theta^2}\right|_{r=r_{\mathrm{c}};\theta=\theta_0} < 0 \end{cases} \tag{7}$$

$$\varepsilon_{\theta\theta}(r_{\mathrm{c}},\theta_0) = \varepsilon_T = \sigma_T/E \tag{8}$$

式中:r 和 θ 分别是以裂纹尖端为原点的柱坐标的径向和环向坐标(图 2);ε_T 为临界应变,可通过单轴拉伸试验获取;σ_T 为抗拉强度;对于脆性材料;E 为材料的杨氏模量。临界距离 r_{c} 为裂纹尖端周围损伤区的大小,可视为一种材料特性。

裂纹尖端周围的弹性应变场的环向分量可表示为

$$\varepsilon_{\theta\theta} = \frac{K_{\mathrm{I}}}{E\sqrt{2\pi r}}\{f_{\theta\theta,1}(\theta) - \mu \times f_{rr,1}(\theta)\} + \frac{K_{\mathrm{II}}}{E\sqrt{2\pi r}}\{f_{\theta\theta,2}(\theta) - \mu \times f_{rr,2}(\theta)\} + \frac{T}{E}\{\sin^2(\theta) - \mu \times \sin^2(\theta)\} + \cdots \tag{9}$$

式中:μ 为泊松比;函数 $f_{ij,n}(\theta)$ ($i,j \equiv r,\theta$; $n \equiv 1, 2$)为 θ 的已知函数,详见文献[44];参数 K_{I} 和 K_{II} 分别为Ⅰ、Ⅱ型应力强度因子;T 为第一个非奇异环向应变项的系数,该项称为 T 应变项。

传统的 MTSN 准则仅考虑奇异项,即与应力强度因子 K_{I} 和 K_{II} 相关的项,即

$$\frac{\partial \varepsilon_{\theta\theta}}{\partial \theta} = \frac{K_{\mathrm{I}}}{E\sqrt{2\pi r_{\mathrm{c}}}}\{f'_{\theta\theta,1}(\theta_0) - \mu \times f'_{rr,1}(\theta_0)\} + \frac{K_{\mathrm{II}}}{E\sqrt{2\pi r_{\mathrm{c}}}}\{f'_{\theta\theta,2}(\theta_0) - \mu \times f'_{rr,2}(\theta_0)\} = 0 \tag{10}$$

$$\varepsilon_{\theta\theta} = \frac{K_{\mathrm{I}}}{E\sqrt{2\pi r_{\mathrm{c}}}}\{f_{\theta\theta,1}(\theta_0) - \mu \times f_{rr,1}(\theta_0)\} + \frac{K_{\mathrm{II}}}{E\sqrt{2\pi r_{\mathrm{c}}}}\{f_{\theta\theta,2}(\theta_0) - \mu \times f_{rr,2}(\theta_0)\} = \varepsilon_T \tag{11}$$

通过式(10),可以确定断裂起始角 θ_0;根据式(11),当最大环向应变达到临界应变 ε_T 时发生断裂。

4)EMTSN 断裂准则

除考虑奇异应变项以外,EMTSN 断裂准则还考虑了第一个非奇异应变(T 应变)项,因此方程(10)、(11)进一步改写为

$$\frac{\partial \varepsilon_{\theta\theta}}{\partial \theta} = \frac{K_{\mathrm{I}}}{E\sqrt{2\pi r_{\mathrm{c}}}}\{f'_{\theta\theta,1}(\theta_0) - \mu \times f'_{rr,1}(\theta_0)\} + \frac{K_{\mathrm{II}}}{E\sqrt{2\pi r_{\mathrm{c}}}}\{f'_{\theta\theta,2}(\theta_0) - \mu \times f'_{rr,2}(\theta_0)\} + (1+\mu)\frac{T}{E}\sin(2\theta_0) = 0 \tag{12}$$

$$\varepsilon_{\theta\theta} = \frac{K_{\mathrm{I}}}{E\sqrt{2\pi r_{\mathrm{c}}}}\{f_{\theta\theta,1}(\theta_0) - \mu \times f_{rr,1}(\theta_0)\} + \frac{K_{\mathrm{II}}}{E\sqrt{2\pi r_{\mathrm{c}}}}\{f_{\theta\theta,2}(\theta_0) - \mu \times f_{rr,2}(\theta_0)\} + \frac{T}{E}\{\sin^2(\theta_0) - \mu \times \cos^2(\theta_0)\} = \frac{\sigma_T}{E} \tag{13}$$

上式可用无量纲参数表示为

$$\frac{K_{\mathrm{I}}}{K_{\mathrm{eff}}}\{f'_{\theta\theta,1}(\theta_0) - \mu \times f'_{rr,1}(\theta_0)\} + \frac{K_{\mathrm{II}}}{K_{\mathrm{eff}}}\{f'_{\theta\theta,2}(\theta_0) - \mu \times f'_{rr,2}(\theta_0)\} + (1+\mu)B\sin(2\theta_0) = 0 \tag{14}$$

$$K_{\mathrm{I}}\{f_{\theta\theta,1}(\theta_0) - \mu \times f_{rr,1}(\theta_0)\} + K_{\mathrm{II}}\{f_{\theta\theta,2}(\theta_0) - \mu \times f_{rr,2}(\theta_0)\} = K^*_{\mathrm{I C}}\{1 - \mu(1 + B\alpha)\} - B\alpha K_{\mathrm{eff}}\{\sin^2(\theta_0) - \mu\cos^2(\theta_0)\} \tag{15}$$

其中：$B = \dfrac{T\sqrt{\pi a}}{K_{\mathrm{eff}}}$，$K_{\mathrm{IC}}^{*} = \dfrac{\sigma_T\sqrt{2\pi r_c}}{1-\mu(1+B\alpha)}$，

$K_{\mathrm{eff}} = \sqrt{(K_{\mathrm{I}})^2+(K_{\mathrm{II}})^2}$，$\alpha = \sqrt{2r_c/a}$

式中：K_{eff}为等效应力强度因子；无量纲参数 B 表示 T 应变与等效应力强度因子间的比值；参数 K_{IC}^{*} 是考虑了泊松比影响的广义断裂韧性；无量纲参数 $\alpha = \sqrt{2r_c/a}$ 是归一化的临界距离，这里 a 是边缘裂纹的长度，或者是中心裂纹长度的一半。式(14)、(15)为 EMTSN 断裂准则，当 K_{I}、K_{II}、T 和 μ 已知时，该准则适用于任何材料和形状的Ⅰ、Ⅱ型及混合断裂。

AWAJI 和 SATO[56] 采用带中心裂纹的巴西圆盘试件对 SA 石墨和 7477 石墨材料进行了一系列的混合型断裂试验，试件的形状如图 2 所示。试验通过改变裂纹中心线与加载方向之间的夹角 β，来实现试件从纯Ⅰ型到纯Ⅱ型的不同混合型断裂。

MIRSAYAR 等[49] 采用 4 个不同的断裂准则(MTS、MTSN、GMTS 和 EMTSN)评估 SA 和 7477 两种石墨材料的断裂韧性，来分析各断裂准则对石墨的适用性，并与 AWAJI 和 SATO[56] 的试验数据进行对比，结果如图 3 所示。

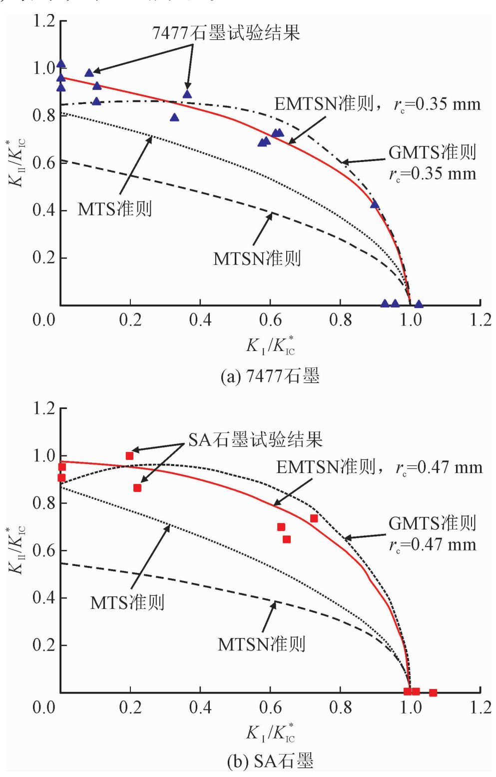


图 3 基于 MTS、MTSN、GMTS 和 EMTSN 准则预测的混合模式断裂场[49]

Fig. 3 Mixed mode fracture loci predicted by the stress-based (MTS, GMTS) and strain-based (MTSN, EMTSN) criteria [49]

可以看出，考虑了第一个非奇异项的 GMTS 和 EMTSN 准则比传统 MTS 和 MTSN 准则的预测结果更接近试验结果。

然而，非奇异项对试件断裂行为的影响程度通常与试件的形状和边界条件相关，例如对于含垂直边缘裂纹的半圆盘试件，第二个非奇异应力项对其裂纹尖端附近的环向应力分布影响是显著的[57]，而对于许多试件，非奇异项的影响相较于奇异项是可以忽略不计的[58-59]。

1.2.2 基于能量法的断裂准则

除了基于应力、应变的断裂准则外，很多学者基于能量法建立适用于石墨的断裂准则。为了研究缺口尖端形状对石墨的断裂行为的影响，BERTO 等[46,60] 对不同缺口尺寸的棱柱体试件进行压缩和拉伸试验，缺口尺寸参数见图 4。假设试件为线弹性变形，对缺口前端的应力-应变分布进行定量分析发现，当缺口尺寸参数一致时，无论施加拉伸还是压缩荷载，试件失效时缺口前端的最大主应变都很接近，拉伸为 0.006 7，压缩为 0.005 5。然而，以上数值受缺口尖端半径的影响比较显著。因此，仅用主应力或应变作为断裂的评估准则并不准确。为了解决该问题，提出以缺口前端的平均应变能密度(strain energy density，SED)作为判别准则，发现不同形状缺口的应变能密度的波动在 ±10% 以内，从而消除了判别准则对缺口形状的敏感性。

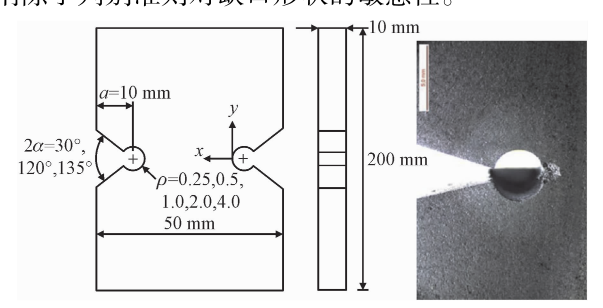


图 4 带端孔的 V 形缺口的试样形状[46]

Fig. 4 Geometry of the specimens weakened by V-notches with end holes [46]

在研究石墨断裂准则时，若将材料本构假设为理想线弹性，可能会高估裂纹尖端附近的应力分布，采用适当的非线性模型对变形集中区应力分布进行修正很有必要[51]。JIN 等[61] 分别考虑线性和非线性弹性本构，采用一种基于 J 积分的全场方法[62] 评估了 Gilsocarbon 石墨在未经辐照状态下的应变能释放率。结果表明，不同于以往研究[63-64] 发现的断裂韧性参数随裂纹长度增长而增大的现象，基于这两

种本构计算出的应变能释放率随裂纹长度增加几乎保持不变。作者指出,这主要是由于小试件中裂纹的扩展程度很小(mm 级别),不足以引起裂纹的分叉、桥接等增韧机制。

BECKER 等[63]使用双扭(double torsion,DT)方法研究颗粒状石墨的 R 曲线,将裂纹扩展阻力 J_R 的贡献分为线弹性 J_E 和塑性 J_P 后发现,线弹性部分 J_E 的贡献几乎保持不变,而塑性部分 J_P 的贡献随裂纹扩展不断增加。这表明,使用石墨试件起裂而非试件失效时的能量释放率作为断裂准则,可以减少材料非线性的影响,但由于该结果是偏于保守的,更适用于对结构完整性要求很高的反应堆石墨构件[26]。

1.3　*R* 阻力曲线

TUCKER 等[65]对多晶石墨的一系列失效准则进行分析,包括临界应力、临界应变和临界应变能密度等,发现这些准则都不能很好地对石墨的断裂行为的试验结果进行描述。此外,在石墨变形和断裂的过程中,这些准则没有明确考虑剪切变形、微裂纹和其他不可逆能量耗散过程对裂纹扩展阻力的影响[66]。因此,为了探明石墨裂纹萌生和扩展的影响因素,大量学者基于能量法对此进行研究。

SAKAI 等[67]早期通过基于非线性能量原理的加卸载方法对石墨的断裂力学参数进行评估,发现断裂能的 38% 为塑性能,进而指出将线弹性断裂力学用于常规尺寸的石墨试件可能会得到错误的结果。在后续对于各种核石墨的研究中发现,随着裂纹长度的增加,裂纹的扩展阻力也随之增加[29,68],这种裂纹扩展所需能量随裂纹长度而变化[64]的效应通常以 R 曲线来衡量。为了获得 R 曲线,可以采用位移控制来加载试件,进行裂纹稳定扩展后的往复加载试验,再使用各种方法对试验数据进行分析[69-70]。根据 R 曲线的基本原理,R 曲线可根据式(16)由试件的荷载-位移曲线获得。每个循环荷载中,裂纹扩展所消耗的能量示意图如图 5 所示。

$$R = \frac{\delta(W - U_e)}{B\delta a} \tag{16}$$

式中:W 为外力做功;U_e 为存储的弹性应变能;B 为试件厚度;δa 为裂纹长度的变化;$B\delta a$ 表示裂纹投影面积的变化。该公式包含一个潜在的假设,即裂纹从裂尖起裂且扩展前缘为直线,因此裂纹长度测量不准确是该方法获取 R 曲线的一个主要误差原因。

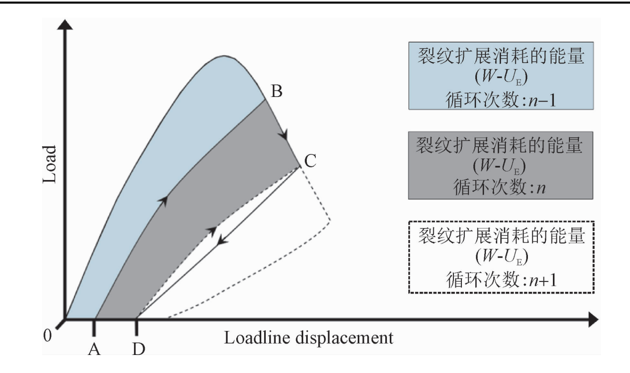


图 5　用于确定裂纹扩展所消耗能量的荷载-位移曲线示意图

Fig. 5　Schematic of the area under the load-displacement curve used to determine the energy consumed by crack propagation

在对先进气冷堆(advanced gas reactor,AGR)石墨的研究中发现[29,66],其 R 曲线行为由裂纹前缘微裂纹的形成和裂纹尾流区中的颗粒桥接摩擦引起。因此,石墨 R 曲线的增韧机制主要来源于两方面:一是裂尖周围产生的微裂纹降低了材料的有效弹性模量,削弱了施加应力对裂尖的影响[68];二是裂纹尾流区中颗粒的桥接和相互摩擦效应,产生了抵抗裂纹扩展的应力[29],如图 6 所示。在对试件重开槽的试验中发现[71],将原有尖锐的裂纹制作为更钝的缺口后,其应力强度因子和裂纹扩展所需的能量反而急剧下降[71-72],这说明裂纹尾流区增韧效应对石墨抗裂性的贡献在二者中更大。

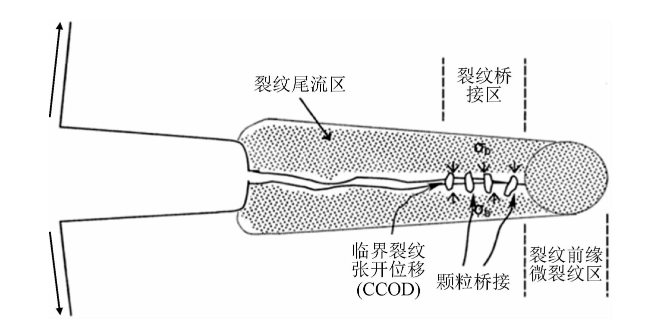


图 6　核石墨 R 曲线增韧机理示意图

Fig. 6　Schematic of toughness mechanisms of R curve of nuclear graphite

石墨的 R 曲线通常可以大致分为 3 个阶段,如图 7 所示:第 1 阶段(Ⅰ-Ⅱ)为增韧阶段,可以用来评估裂纹尾流区桥接区域长度(L_{Br})[66,68];第 2 阶段(Ⅱ-Ⅲ)为 R 曲线的平稳阶段,受试件尺寸的影响,该阶段的裂纹扩展长度通常被限制在 10 ~ 15 mm[64];第 3 阶段通常表现为断裂韧性的迅速下降,一般认为当裂尖前的变形区(L_{Def})与剩余韧带的尺寸相当时,该阶段就会发生。

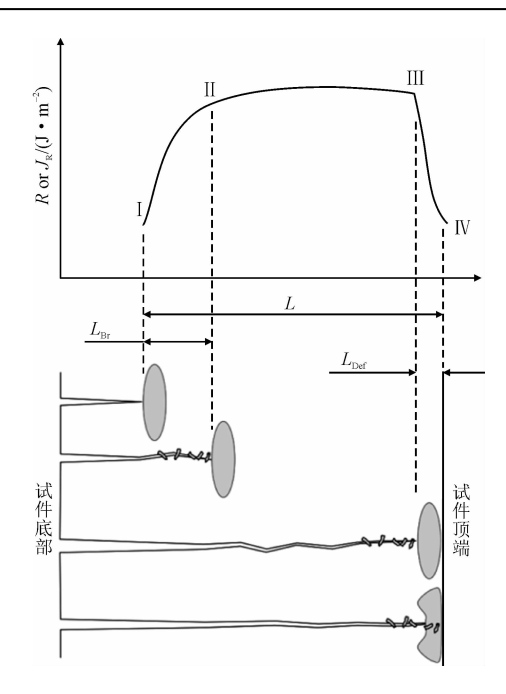


图7 核石墨 R 曲线及对应的增韧机理示意图[64]

Fig. 7 Schematic of R curve and corresponding toughness mechanisms of nuclear graphite [64]

然而,并不是所有的石墨 R 曲线均呈现以上趋势,HODGKINS 等[64]对特例进行了归纳:文献[29]研究的 Gilsocarbon 石墨的断裂韧性在平稳阶段存在持续上升的现象;文献[73]研究的 Gilsocarbon 石墨的 R 曲线的裂纹长度在第3阶段发生显著变化;文献[74]中单边缺口梁试件的断裂韧性在第3阶段急剧上升;而在带人字形缺口的紧凑拉伸试件试验中,观察到持续下降的断裂韧性[67]。有学者认为,Gilsocarbon 石墨的 R 曲线在第1阶段急剧上升可能是由裂纹长度的测量误差引起的[75]。为此,HODGKINS 等[64]分别采用卸载柔度法[66]、试件表面直接测量法、电子散斑干涉技术[76]、X射线显微断层扫描等方法对石墨试件的裂纹长度进行测量,以评估核石墨的断裂韧性,并基于试验得到的荷载-位移曲线,利用式(16)计算石墨的 R 曲线。结果表明,尽管石墨断裂韧性的计算结果受裂纹检测方法的影响,但 R 曲线整体上呈现出上述3个阶段。此外,采用X射线显微断层扫描发现石墨中裂纹路径的不连续现象(图8a和b),局部区域的裂纹特征与光学显微镜的发现吻合(图8c),证实了裂纹表面之间摩擦接触引起的裂纹桥接。

此外,由式(16)可知,裂纹扩展长度 δa 直接决定了能量释放率的计算结果。然而,裂纹的观测技术以及对观测数据的分析方法都会影响 δa 的测量值,这可能是导致 R 曲线差异的主要原因。在很多研究中,裂纹长度取决于裂尖位置,而裂尖位置是从 DIC 或 ESPI 实测的应变场或位移场间接获取的[41,77]。常用的裂纹检测方法有应变阈值法[63,78]、相对位移法[79]和 COD 曲率极大值法[77]等,然而,这些方法的敏感性较高[80],容易受观测技术精度和人为主观因素的影响。为此,许多学者致力于提出更为客观和准确的裂尖位置检测方法,例如相位一致性方法[61,81-82]、相关分析法[80]、小波变换法[83]等。

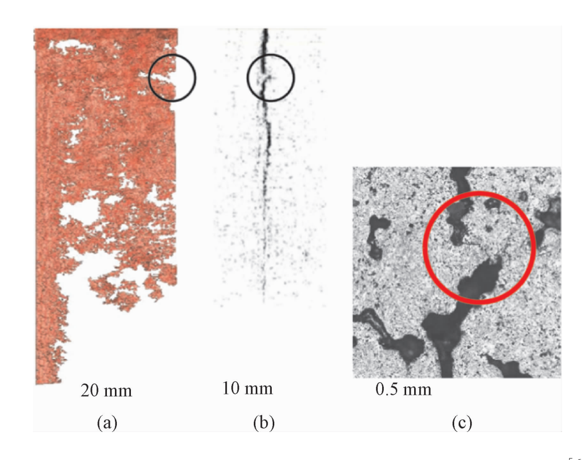


图8 XCT与光学显微镜技术观测到的石墨裂纹不连续[64]

Fig. 8 Discontinuities in the tomography image observed over the crack [64]

1.4 非线性断裂力学模型

尽管在工程设计中,核石墨通常被视为一种线弹性材料,其结构完整性可以采用线弹性断裂力学模型[22,84]或连续介质力学模型[85]进行保守评估。但核石墨作为一种非均匀的准脆性材料,无论是粗颗粒还是细颗粒石墨都存在非线性的力学行为:随裂纹扩展而增加的断裂阻力(R 曲线),以及非线性的应力应变曲线[86]。因此,需要针对材料的断裂特性,提出适用于核石墨的非线性断裂模型。

LIU 等[27]在石墨宏观裂纹出现前,通过弹性模量降低来表征石墨的损伤劣化,建立了拉压损伤因子不同的损伤模型[39],其本构关系如式(17)所示。AVRIL 等[87]基于有限元模型修正(finite element model updating,FEMU)技术,对细粒核石墨(IG11)的拉压损伤因子进行反演,发现核石墨在拉伸和压缩荷载下均表现出明显的损伤演化行为;与压缩荷载相比,材料在拉伸作用下受到的损伤更为显著,如图9所示。在后续研究中,LIU 等[88]分别使用线弹性模型和考虑不同拉压损伤模量的非线性模型,对不同圆弧半径的L形石墨试件的破坏荷载和应力集

中系数进行预测,结果如图 10 所示。相比试验结果,线弹性模型得到较低的破坏载荷和较高的应力集中系数,而损伤模型能准确预测试验结果,表明在分析石墨材料应力集中时考虑损伤的必要性。

$$\begin{bmatrix}\sigma_1\\ \sigma_2\\ \sigma_3\end{bmatrix}=\begin{bmatrix}\frac{E_1(\mu-1)}{2\mu^2+\mu-1} & \frac{-E_2\mu}{2\mu^2+\mu-1} & \frac{-E_3\mu}{2\mu^2+\mu-1}\\ \frac{-E_1\mu}{2\mu^2+\mu-1} & \frac{E_2(\mu-1)}{2\mu^2+\mu-1} & \frac{-E_3\mu}{2\mu^2+\mu-1}\\ \frac{-E_1\mu}{2\mu^2+\mu-1} & \frac{-E_2\mu}{2\mu^2+\mu-1} & \frac{E_3(\mu-1)}{2\mu^2+\mu-1}\end{bmatrix}\begin{bmatrix}\varepsilon_1\\ \varepsilon_2\\ \varepsilon_3\end{bmatrix} \tag{17}$$

式中:若 $\varepsilon_i > 0$, $i = 1,2,3$,则 $E_i = E_t = (1 - b_t \cdot \sqrt{\varepsilon_1^2 + \varepsilon_2^2 + \varepsilon_3^2})E_0$;若 $\varepsilon_i < 0$, $i = 1,2,3$,则 $E_i = E_c = (1 - b_c \sqrt{\varepsilon_1^2 + \varepsilon_2^2 + \varepsilon_3^2})E_0$;这里, E_0 为应变为 0 时的初始弹性模量, b_t 为拉伸损伤因子, b_c 为压缩损伤因子, ε_i 为主应变, σ_i 为对应的主应力。

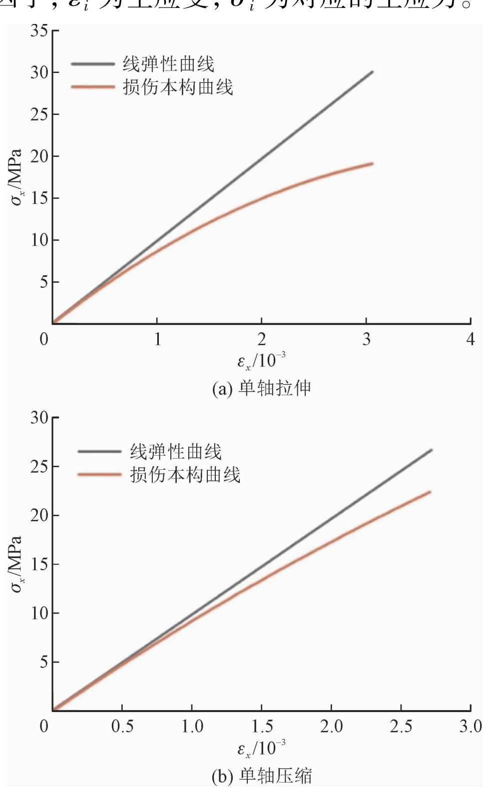


图 9　石墨的非线性本构关系[87]

Fig. 9　Nonlinear constitutive relations of graphite[87]

同样地,在许多核石墨试验中发现,材料的弹性模量随拉、压应变的增长而降低,且随拉伸应变降低得更为显著[89-90]。由于采用的假定不同,所建立的损伤模型的形式不尽相同。例如文献[51]假设石墨材料在拉伸应变下,微裂纹扩展对弹性模量的影响与孔隙率的增大等效,且孔隙率与最大主应变呈线性关系,由此建立了弹性模量随拉伸应变降低的模型,如式(18)所示。

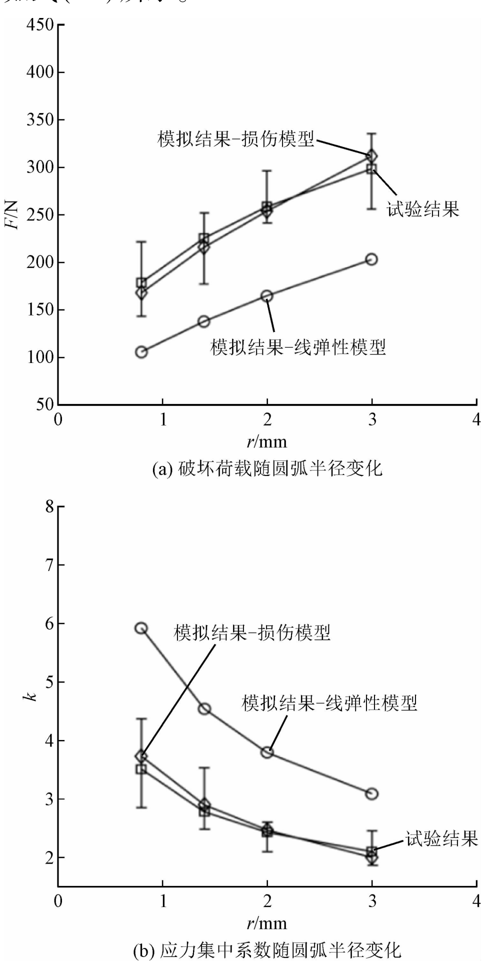


图 10　不同模型的预测结果[88]

Fig. 10　Predicted results of different models[88]

$$E = E_0(1 - a(P_0 + A\varepsilon + B))^n \tag{18}$$

式中: E_0 为材料无孔隙状态的弹性模量; P_0 为初始孔隙率; ε 为最大主应变,石墨材料的系数 $n = 4.12$, a、A、B 为待定常数,需要根据试验数据拟合,Gilsocarbon 石墨的拟合结果见文献[51,61]。通常,石墨的总孔隙率是石墨理论(单晶)密度 2.265 g/cm^3 和表观密度(通常在 1.7 ~ 1.9 g/cm^3 之间)之差与理论密度的比值。除了孔隙率外,核石墨的孔隙结构对其辐照性能和抗氧化性能起着重要作用。ZHENG 等[91]使用气体吸附法(BET 法)测量了 IG-110 和 NGB-18 两种核石墨的比表面积,分别为 4.775×10^{-1} m^2/g 和 3.601×10^{-1} m^2/g,并且根据 DE BOER[92]的分类发现孔隙结构为狭缝形。

除了考虑不同的拉、压损伤因子外,BHUSHAN 等[93]在石墨的单轴拉伸和单轴压缩试验中发现,石墨的拉伸与压缩弹性模量存在显著差异,且在考虑

了双模影响后,采用 J 积分确定的能量释放率比仅考虑单模时要高。关于石墨损伤的研究,特别是关于应力状态对本构影响的定量描述的研究很少,可能还需要开展更多不同应力状态下的损伤试验。

相比于线弹性断裂力学模型,连续的宏观损伤力学模型在主裂纹形成前,可以为石墨构件中的应力分布提供更准确的预测[94]。然而,在微裂纹聚结成临界裂纹核后,材料的劣化与裂纹的扩展程度密切相关,但传统的宏观损伤力学中,损伤变量缺乏明确的物理意义,难以与裂纹扩展对应起来。因此,在建立石墨的损伤断裂模型时,还应当基于非线性断裂力学,考虑石墨的断裂准则及其断裂过程区的影响。

ZOU 等[50]基于连续介质损伤力学理论,提出了核石墨的失效模型。该模型在内聚力模型[95]基础上进行了扩展,即在本构方程中引入损伤参数,并将Ⅰ型和Ⅱ型荷载耦合起来,基于应力准则和断裂力学的失效准则构建了损伤面,该损伤面随着损伤的发展在应力空间中逐渐收缩。损伤本构及其损伤面的方程见式(19)、(20)。在模型中,损伤的萌生由应力准则控制,裂纹的完全形成由断裂力学准则控制。

$$\tau_i = k_i^0(1-\omega)\delta_i \tag{19}$$

$$F(\tau_i, G_i) = f_s(\tau_i) + f_g(G_i) - 1 = 0 \tag{20}$$

其中,$f_s = \frac{\tau_1^2}{\tau_{1C}^2} + \frac{\tau_2^2}{\tau_{2C}^2}$,$f_g = \frac{G_{\mathrm{I}}}{G_{\mathrm{I}c}} + \frac{G_{\mathrm{II}}}{G_{\mathrm{II}c}}$,$G_i = \int_0^{\delta_i}\tau_i \mathrm{d}\delta_i$ $(i = 1,2)$

式中:τ_i 和 δ_i 分别为断裂过程区中牵引力分量和相对位移分量;k_i^0 为初始刚度;ω 为损伤参数;τ_{iC} 为损伤萌生时的临界牵引力;G_{iC} 为临界能量释放率;f_s和f_g分别为基于应力和基于断裂力学的失效准则,上式仅为其中一种形式,实际可根据材料性质做不同的考虑。当应力失效准则满足$f_s = 1$时,损伤开始萌生;而当断裂力学准则满足$f_g = 1$时,损伤面消失,裂纹面上的牵引力为0。

针对不同的材料,可以通过改变式(21)中的 φ 函数,来获取不同形状的本构关系,例如当 $\varphi = f_g$ 时,牵引力-相对位移曲线呈双线性,不同 φ 函数的牵引力-相对位移曲线如图11所示。

$$F(\tau_i, G_i) = f_s(\tau_i) + \varphi(f_g) - 1 = 0 \tag{21}$$

ZOU 等[50]使用该模型的双线性本构 $\varphi = f_g$ 预测了不同形状、不同工况和不同拐角半径的石墨构件的失效荷载,与试验对比均取得了很好的一致性,证实了该模型对于石墨材料的适用性。此外,ZOU 等[96]用该模型模拟气冷反应堆中的带键槽的石墨砖构件,模型预测的失效荷载与试验结果一致,且构件失效前在键槽拐角处出现很小的裂纹区,其失效特征为裂纹的不稳定扩展。

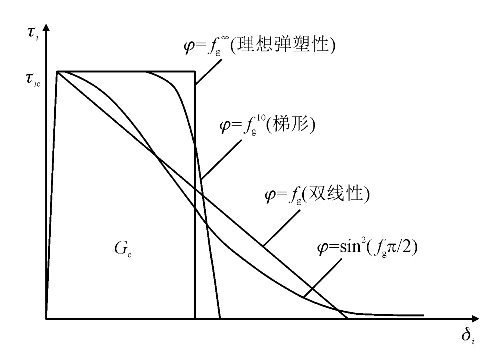
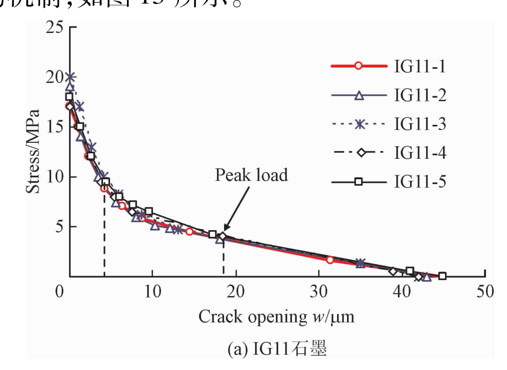


图11 不同 φ 函数下的牵引力-相对位移关系[50]

Fig. 11 Relations of traction vs. relative displacement with different φ [50]

上述模型本质上与黏聚裂纹模型(cohesive crack model, CCM)相同。当采用CCM模型时,需要一个表示界面处内聚力和相对位移关系的内聚力本构关系,仅考虑Ⅰ型裂纹时,即为拉伸软化曲线。基于特定的应力假设和ESPI实测的石墨梁裂纹张开位移,SU 等[97]根据实测的裂纹张开位移计算断裂过程区的黏聚应力分布,并将黏聚应力施加到有限元模型中,从而模拟石墨梁的断裂行为。通过对比试件的整体响应和局部响应,逐点构建准脆性材料的拉伸软化曲线,由此建立的方法称为逐点位移配合法(incremental displacement collocation method, IDCM)。其利用IDCM法确定了IG11石墨和NG-CT-01石墨的拉伸软化曲线,如图12所示。为了方便使用,可以将拉伸软化曲线拟合为双线性[98]、三线性[99]、指数型[100]形状,从而在商用有限元软件中模拟石墨的断裂行为。其中,TANG 等[101]将拉伸软化曲线拟合为三线型折线,并对每段折线赋予了明确的物理含义,即每段折线对应断裂过程区中不同的增韧机制,如图13所示。



(a) IG11石墨

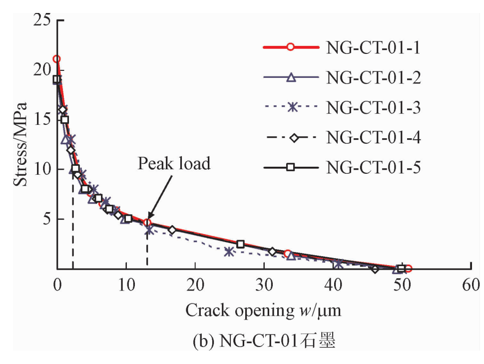


图 12　IDCM 确定的核石墨拉伸软化曲线[97]

Fig. 12　Tension softening curves of nuclear graphite [97]

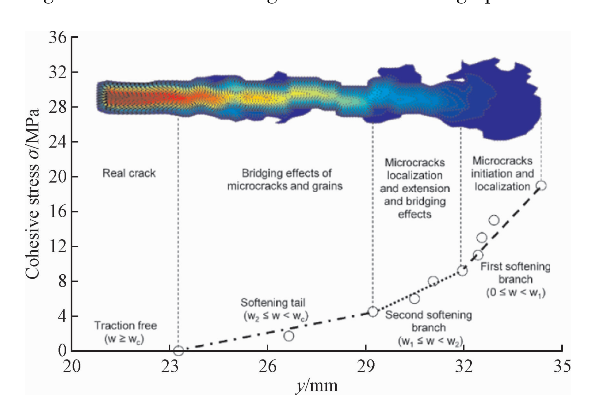


图 13　三线型拉伸软化曲线与断裂过程区增韧机理的关联[101]

Fig. 13　Correlation between tri-linear tension softening curve and fracture mechanisms in the fracture process zone [101]

1.5　多尺度分析方法

在传统的有限元建模方法中,一般假设模型中的单元是均匀且与尺度无关的。然而,这在本质上没有考虑材料响应中微观结构失效机制的影响。对于石墨,这种假设在某些情况下可能是不合理的,特别是对于接近其微观结构特征长度的模型。LIU 等[102-103]分别在微观、细观和宏观尺度上对 Gilsocarbon 石墨的力学性能进行测试,发现随着试件尺度的增大,材料弹性模量从 67 GPa 降低到 11 GPa(图 14)所示,且抗弯强度也呈现出类似的趋势[104]。同样,在宏观尺度上也发现,随着核石墨试件尺寸的增大,抗拉强度和断裂韧性出现下降的趋势[105]。并且,受制作工艺、原材料的影响,核石墨表现出一定的空间变异性,即不同位置材料的力学性能存在差异[106],采用统计学上的平均值对石墨构件建模,可能会造成一定的误差。基于石墨的微观结构和微观力学性能建模,可以帮助了解孔隙率和骨料颗粒形状尺寸对材料宏观力学响应的影响,探明微观结构损伤和宏观力学性能劣化间的关系。因此,使用多尺度建模方法来研究核石墨断裂行为是有必要的。

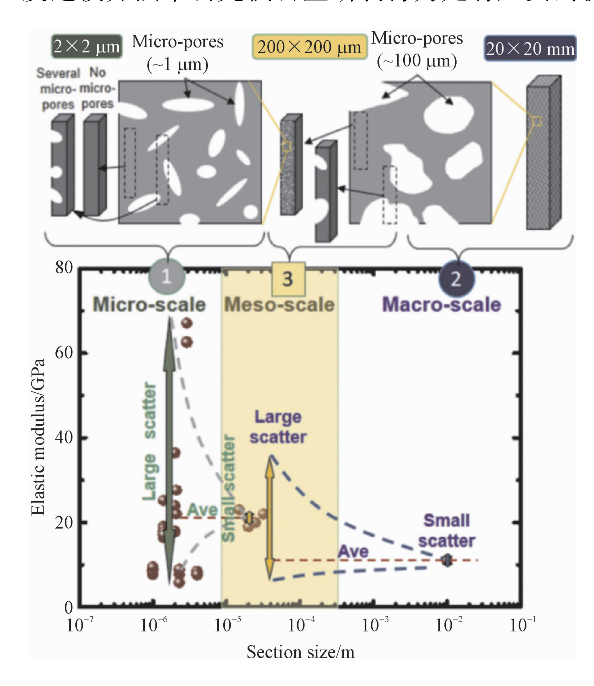


图 14　Gilsocarbon 石墨弹性模量随试件截面尺寸的变化[102]

Fig. 14　Elastic modulus changes with the cross-section size of test specimens for Gilsocarbon graphite [102]

在多尺度建模方法中,需要根据核石墨基体中包含骨料颗粒和孔隙的复杂微观结构(图 15a),建立含有微观结构特征的模型,并运用于不同尺度的模拟,下面对这种建模方法中的其中一种进行简要介绍[107]:建立不含有骨料颗粒和孔隙的三维基体模型,在基体中以正态分布随机布置不同尺寸的孔隙和骨料颗粒。其中,根据石墨的微观结构,孔隙以球体表示,并且可以相互重叠,以表示孔隙聚集而形成的初始缺陷(图 15b)。骨料颗粒的几何形状需要根据石墨类型来确定,例如对于 Gilsocarbon 石墨,可采用球体表示(图 16a);而对于 PGA 石墨的针状焦炭,可采用圆柱体表示(图 16b)。

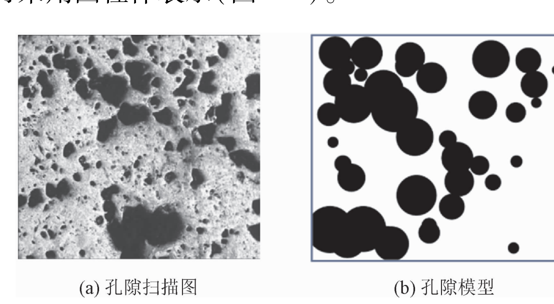
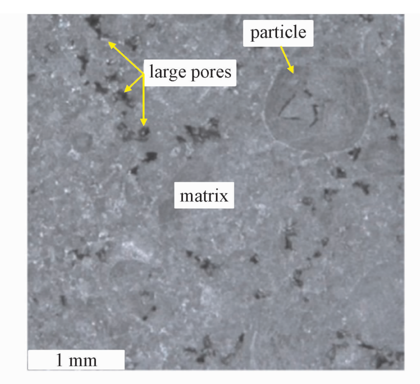


图 15　石墨的微观结构[107]

Fig. 15　Microstructures of graphite [107]



(a) Gilsocarbon石墨

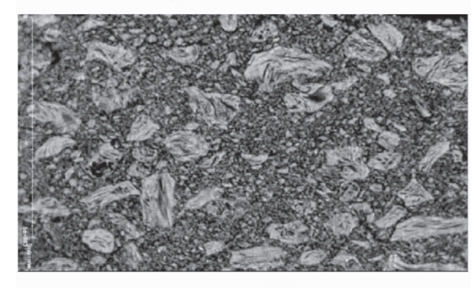

(b) PGA石墨

图 16 石墨中的骨料颗粒[107]

Fig. 16 Particle shapes of graphites [107]

要建立微观结构模型,需要将整个结构模型划分成很多个立方体,再根据单个立方体的微观结构,将其几何形状转换为由 20×20×20 个梁单元构成的立方体网格,该立方体边长为 1 mm,如图 17(a)所示。图中红色部分代表骨料颗粒,蓝色代表基体,绿色代表颗粒与基体间的界面,其他区域则代表孔隙。该尺度中的梁单元被赋予局部脆性特性,在应力达到赋予的强度后便从网格中移除,表示微裂纹的产生。对单个立方体单元施加荷载后,获得其荷载-位移曲线,并用多段线进行拟合,如图 17(b)所示。再将拟合得到的荷载-位移曲线作为本构关系赋予大立方体的单元,如图 17(c)所示。根据每个单元在大立方体中所处位置,各自分配一个小立方体模拟得到的多线性本构关系。尽管在荷载下大立方体的梁单元不会被移除,但其刚度会随分配的局部本构关系发生变化,从而产生非线性的荷载-位移曲线,如图 17(d)所示。

采用以上建模方法,SMITH 等[107]研究了石墨孔隙率对弹性模量和抗弯强度的影响;ŠAVIJA 等[104]模拟了不同尺寸的石墨试件,并分别计算多尺度试件的抗弯强度、弯曲模量和断裂能,得到了与试验结果相同的趋势[103-104],即随着试样尺寸的增大,试件的平均力学性能和数据的离散性均单调降低。

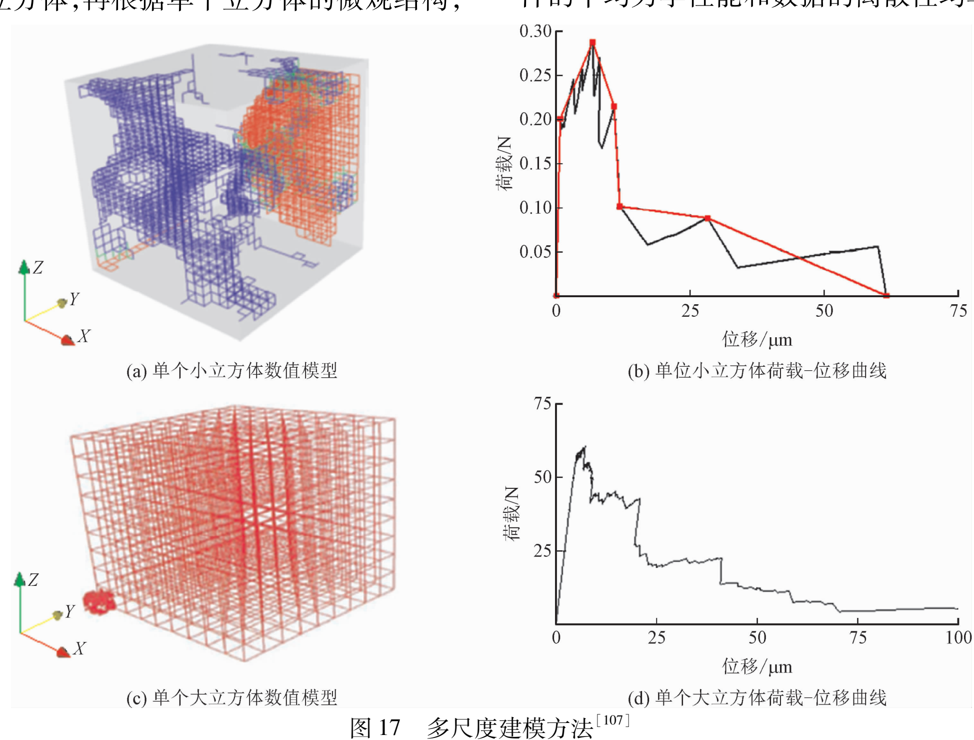


图 17 多尺度建模方法[107]

Fig. 17 Multi-scale modelling method [107]

考虑核石墨微观结构特征的数值模型还有很多,由于各研究的侧重点不同,建模方法也不尽相同。ESHELBY 等[108]采用 ESHELBY 均质法定量分析了石墨孔隙率对弹性模量、应变能释放率和抗弯强度的影响[109]。BANSAL 等[110]提出使用随机 XFEM 模型来预测石墨的抗拉强度,模拟得到的 NBG-18 石墨的抗拉强度范围与试验测得的数据范围较为接近;该模型在微观尺度上考虑了随机分布

的孔隙,宏观尺度上又考虑了随机分布的骨料颗粒,基体强度则受微观尺度中孔隙的影响。YANG 等[111]主要关注孔隙对核石墨弹性模量的影响,采用多尺度分析方法,研究了孔隙率、孔隙尺寸和孔隙形状对石墨弹性模量的影响,并得到其衰减系数。

尽管多尺度分析方法有望将石墨的微观结构失效与宏观力学响应联系起来,但目前对于材料宏观力学性能的预测没有单一尺度的宏观力学模型(例如前面介绍的连续损伤力学模型和黏聚裂纹模型等)精确和方便,很多研究还是处于定性分析层面。因此,在核石墨的多尺度研究中,还需要对其微观力学性能、微观结构特征和微裂纹的发展过程(断裂过程区)等进行更深入的研究。

2　核石墨断裂力学特性试验研究

2.1　ASTM 标准方法

2.1.1　抗拉强度

ASTM 推荐了两种测量方法来确定石墨的抗拉强度,分别为直接拉伸试验[112]和巴西圆盘劈裂试验[113]。对于直接拉伸试验,需将石墨加工为如图 18(a)所示的拉伸试件,再将试件固定于由链条和夹具构成的拉伸装置中(图 18b),相关尺寸详见 ASTM C749[112]。

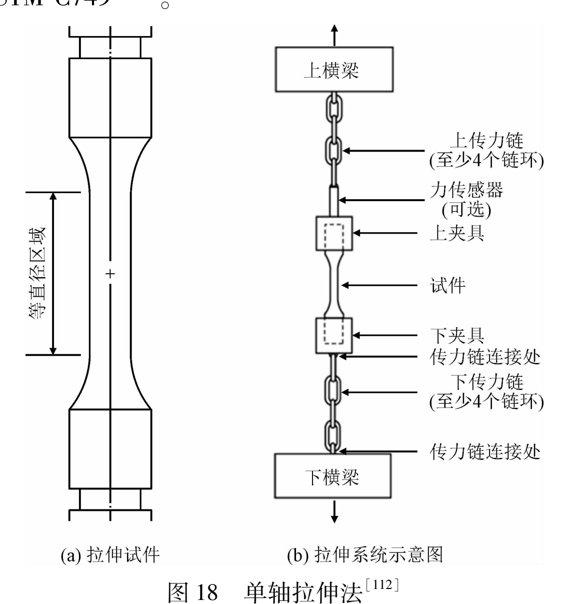


图 18　单轴拉伸法[112]

Fig. 18　Uniaxial tensile test for carbon and graphite [112]

石墨抗拉强度为

$$\sigma_{ult} = \frac{P_{max}}{A} \tag{22}$$

式中:σ_{ult} 为抗拉强度(MPa);P_{max} 为最大荷载(N);A 为试件在等直径区域的横截面积,且 $A = \pi D^2/4$,D 为等直径区域的平均直径(mm)。除了抗拉强度以外,标准还给出了根据试验应力-应变曲线确定弹性模量及失效应变的方法。该方法的优势在于可以为工程提供应力-应变数据,而不仅仅是单一的质量控制参数,但该方法对试件及拉伸装置的制备精度有严格的要求[112]。

巴西圆盘劈裂试验作为直接拉伸试验的替代方法,提供了一种间接测量石墨拉伸性能的方法,避免了拉伸试件严格的几何形状限制[113]。该方法通过在圆盘状试件边缘处施加压缩荷载,从而在圆盘中心产生拉伸应力,该应力可用于评估石墨的拉伸性能,劈裂装置如图 19 所示。

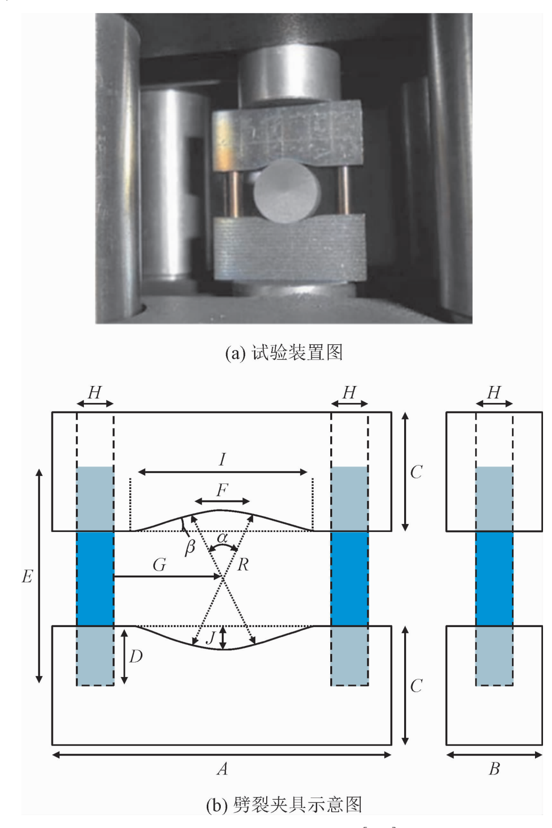


图 19　巴西劈裂法[113]

Fig. 19　Splitting tensile test [113]

然而,考虑到核石墨的抗拉强度与抗压强度之比(约为 1/3)比陶瓷、硬岩等脆性材料(约为 1/10)要大,加载区域的压应力可能导致试样在中心点达到拉伸极限之前发生破坏,使得试样不容易从中心起裂。为此,应对夹具尺寸形状做一些改进,以减小加载头与试件之间的接触应力集中。ASTM 建议夹具与试件间应保持 30°的接触的弧度,如图 19 所示,其余尺寸详见 ASTM D8289[113]。

石墨的劈裂抗拉强度通过下式计算[114]

$$\sigma_{sts} \approx \frac{P}{\pi LR}\left[1-\left(\frac{b}{2R}\right)^2\right] \tag{23}$$

式中：σ_{sts} 为劈裂抗拉强度(MPa)；P 为施加的最大荷载(N)；L 为试件厚度(mm)；b 为夹具与试件间的接触周长(mm)；R 为试件半径(mm)。

当采用 ASTM 建议的接触弧度，接触角 $\alpha = 30°$，$\beta = 15°$时，式(23)进一步转化为

$$\sigma_{sts} \approx 0.931\frac{P}{\pi LR} \tag{24}$$

2.1.2 抗折强度

ASTM 推荐了两种试验方法来确定石墨的抗折强度，分别为三点弯曲试验[115]和四点弯曲试验[116]。三点弯曲试验通过确定石墨梁试件在三点弯曲下的最大荷载，基于简支梁理论计算石墨的抗折强度。三点弯曲试验示意图如图20所示，中间轴承不得滚动，下支撑轴应能自由向外滚动以减少对试件的摩擦约束。此外，为了使试件得到充分的支撑，圆柱轴承直径应为试件厚度的0.75倍～1.5倍，其他要求详见 ASTM D7972[115]。

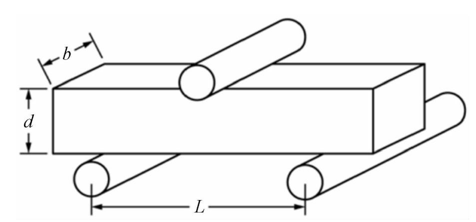


图20 三点弯曲试验示意图[115]

Fig. 20 Schematic of three-point bending test [115]

三点弯曲试验确定石墨的抗折强度时，需保证断裂发生于上支座的下方。当试件截面为矩形时，抗折强度为

$$\sigma_f = (3PL)/(2bd^2) \tag{25}$$

式中：σ_f为抗折强度(MPa)；P 为试件的失效荷载(N)；L 为支座跨度(mm)；d 为试件高度(mm)；b 为试件厚度(mm)。

当试件截面为圆形时，抗折强度为

$$\sigma_f = (8PL)/(\pi D^3) \tag{26}$$

式中，D 为试件直径(mm)。

尽管三点弯曲试验的夹具相对简单，且适用于小试件的测量，但承受三点弯曲的试件仅有很小部分处于最大应力下，而计算公式并没有考虑试件起裂点和最大弯曲应力点分离的情况，因此该方法可能会高估试件的抗折强度[115]。

四点弯曲试验可以提供一定长度的纯弯段，从而避免了以上问题，因此，ASTM 更推荐采用四点弯曲试验来测量石墨的抗折强度。四点弯曲试验示意图如图21所示，通过确定石墨梁在四点弯曲下的最大荷载，基于简支梁理论来计算石墨的抗折强度。四点弯曲试验的夹具设计中，应考虑使用球面轴承座或铰接滚柱轴承来避免加载偏心，使产生的扭转荷载小于试样标称强度的5%，夹具示意图如图21(a)所示。荷载跨距至少为试样高度的两倍，支撑跨距为荷载跨距的三倍且不小于40 mm，如图21(b)所示。

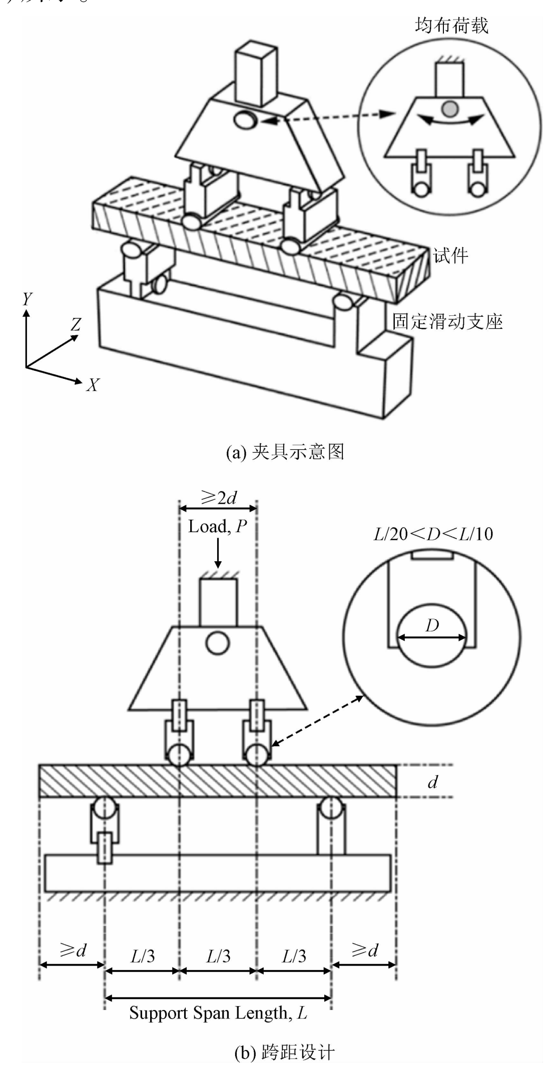


图21 四点弯曲试验[116]

Fig. 21 Four-point bending test [116]

四点弯曲试验中，如果断裂发生在荷载跨度($L/3$)内，计算石墨的抗折强度，即

$$\sigma_f = (PL)/(bd^2) \tag{27}$$

式中：σ_f为抗折强度(MPa)；P 为压力机施加的最大荷载(N)；L 为支撑跨距(mm)；b 为试件厚度(mm)；d 为试件高度(mm)。

若支撑跨距 L 没有精确到荷载跨度的 3 倍,则可用下式计算抗折强度

$$\sigma_f = (3Pa)/(bd^2) \tag{28}$$

式中,a 为荷载点到临近支撑的距离。

2.1.3　断裂性能参数

要确定石墨的断裂性能参数,如断裂韧度和断裂能,ASTM 推荐采用单边切口梁三点弯曲试验。根据不同的情况,推荐两种尺寸试件(标准尺寸试件[117]和小尺寸试件[118])的试验方法,并给出各种试件的技术标准和计算公式。

首先是标准尺寸试件断裂试验,通过对带垂直切口的三点弯曲梁施加荷载,基于线弹性应力分析建立断裂韧性的计算公式。试件梁中间加工一个 V 型缺口,缺口根部半径最大不超过 0.1 mm,夹角为 30°,缺口深度精度为0.002 5 mm。试验夹具的中间轴承不得滚动,下支撑轴应能向外自由滚动以减少对试件的水平摩擦约束,如图 22 所示。

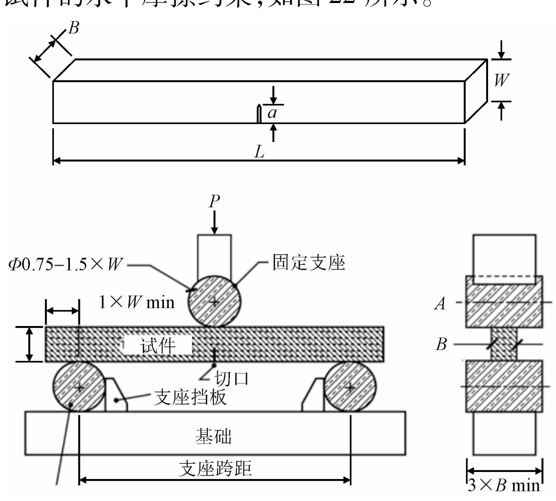


图 22　标准尺寸试件三点弯曲试验[117]

Fig. 22　Three-point bending test on standard size specimen [117]

根据标准尺寸试件三点弯曲试验,石墨的断裂韧度可由下式确定,即

$$K_{\mathrm{IC}} = g\left(\frac{P_{\max} S\, 10^{-6}}{BW^{3/2}}\right)\left[\frac{3\,(a/W)^{1/2}}{2\,(1-a/W)^{3/2}}\right] \tag{29}$$

式中:K_{IC} 为断裂韧性(MPa);a 为缺口高度(m),$P_{\max}$ 为最大荷载(N);S 为支座跨距;W 为试件高度(m),B 为试件厚度(m);g 为与试件缝高比(a/W)、跨高比(S/W)有关的几何函数,详见 ASTM D7779-20[117]。此外,标准还提供了根据荷载-位移曲线计算应变能释放率的方法,这里不再赘述。

标准尺寸试件的加工难度较低,适用于对试件尺寸没有限制的情况。然而,高温辐照后的核石墨试件受取样方法的限制,尺寸通常很小。因此,ASTM 提供了小尺寸(6 mm×6 mm×20 mm)梁试件的断裂试验方法。为了获得稳定的裂纹扩展,需要为小试件引入足够深的初始裂纹长度。为此,D8255-19[118]对含有 3 种缺口的梁试件进行试验(图 23),均得到了稳定扩展的裂纹。考虑到试验的稳定性,标准推荐采用剩余韧带面积占 40% 的缺口形状,如图 23(b)所示。试验夹具参照前面所提的 D7972[115]标准,根据试件尺寸使用不同尺寸的夹具。

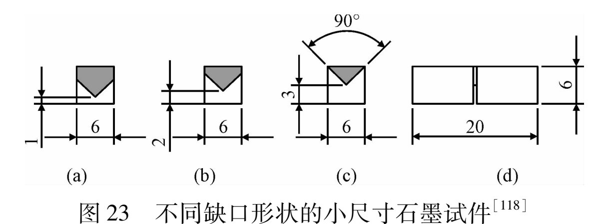


图 23　不同缺口形状的小尺寸石墨试件[118]

Fig. 23　Small graphite specimens with different notches[118]

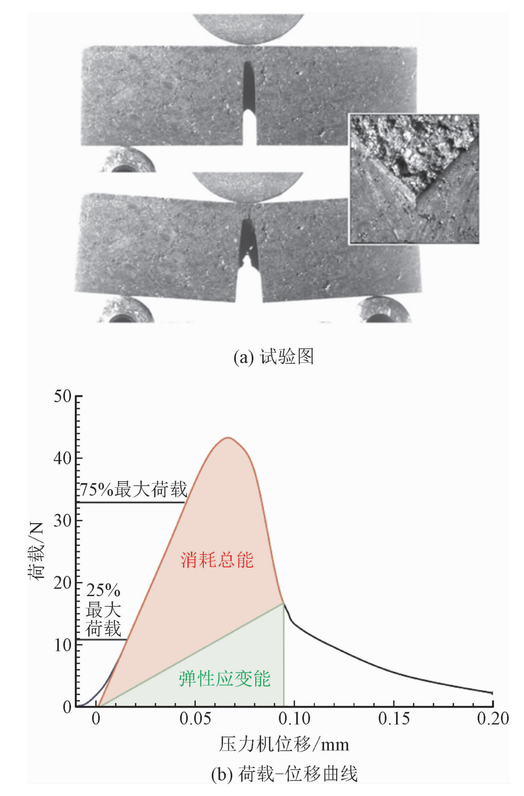


图 24　小尺寸试件三点弯曲试验[118]

Fig. 24　Three-point bending test on small specimen [118]

小尺寸试件断裂试验及断口形态如图 24(a)所示。通过数据采集仪记录试验过程中的压头位移及压力机的荷载值,得到试件的荷载-位移曲线,如图 24(b)所示。荷载-位移曲线的零点位移可通过外推回最大载荷的 25% 和 75% 之间的数据来调整;如果试件刚度太大,试验夹具的柔度会显著影响荷载-位移曲线的形状,其零点位移可通过最大载荷的 50%

和75%之间的数据来确定。对应荷载-位移曲线上的每个数据点,消耗的总能量由曲线下方面积(图24(b)中红色区域)确定,绿色区域为弹性应变能。从总能量中扣除弹性应变能即可得到试件吸收的塑性能:该部分能量主要用于主裂纹的扩展,但也有小部分用于产生附加微裂纹和非弹性塑性应变。根据此方法,可以得到不同缺口试件试验全过程的荷载位移曲线和累积能量消耗曲线,如图25所示。

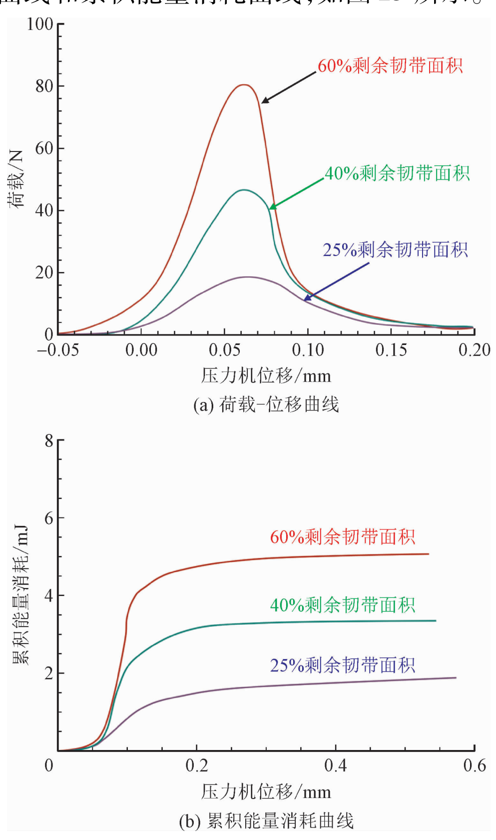


图25 V型缺口试件的试验结果[118]

Fig. 25 Test results of small specimens with different V-notches[118]

试验结束后,通过数码相机对试件断口拍照,确定试件的断裂面积,如图26所示。将累计能量消耗曲线的平台值除以该面积即得到材料的断裂能 G;若考虑材料为线弹性,则进一步可按下式将断裂能 G 转换为断裂韧性 K_c,即

$$G = K_c^2/E \tag{30}$$

文献[24]使用上述单边切口梁三点弯曲试验[117],对不同型号核石墨的断裂性能进行了评估,并且对比了顺颗粒(with grain, WG)和逆颗粒(against grain, AG)两种裂纹朝向试件的断裂韧性差异,结果如表1所示。可以看到石墨的骨料粒径和成型方法不同,其断裂韧性和各向异性程度存在差异。需要注意的是,断裂韧性的测量值受试件尺寸和缝高比的显著影响,表1中的断裂韧性仅代表尺寸为200 mm×20 mm×15 mm(长×高×厚)、缝高比为0.4的单边切口梁的测量值,用于不同核石墨的横向对比。

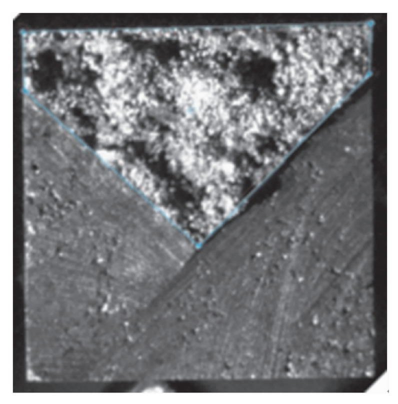


图26 典型的断裂面-边界线包围的40%面积[118]

Fig. 26 Typical fracture surface-40% surface area boundary marked[118]

表1 不同型号核石墨的断裂韧性[24]

Tab. 1 Fracture toughness of different models of nuclear graphite[24]

石墨类型(裂纹朝向)	成型方法	骨料粒径/mm	断裂韧性/MPa $\sqrt{m}$
2114 (WG)	等静压成型	0.013	1.15
2114 (AG)	等静压成型	0.013	1.15
IG-110	等静压成型	0.02	1.07
PCEA (WG)	挤压成型	0.8	1.33
PCEA (AG)	挤压成型	0.8	1.48
NBG-18 (WG)	振动成型	1.6	1.36
NBG-18 (AG)	振动成型	1.6	1.41

2.2 国内标准方法

目前,国内针对核石墨力学性能的测试标准较少。为了指导和规范国内人造石墨劈裂拉伸试验,由中国科学院上海应用物理研究所牵头编制了CSTM标准《石墨抗拉强度检测——劈裂拉伸法》,目前仍处于征求意见阶段。该标准采用小尺寸石墨试样,通过劈裂拉伸法确定人造石墨的抗拉强度。通过在圆盘形试件边缘加载径向压力,在圆盘中心产生垂直于加载轴的横向拉伸应力,使得石墨试件因开裂而破坏,从而获得劈裂拉伸强度。为获取一致而有效的劈裂抗拉强度,必须保证起裂点位于圆盘中心。根据图19(b)对夹具各尺寸的定义,该标准建议了详细的夹具尺寸参数,如表1所示。建议的样品直径见表1,其厚度为直径的一半,劈裂抗拉

强度的计算参照公式(24)。

表 2　保持 30°接触角的夹具尺寸(单位:mm)

Tab. 2　Dimensions of the fixtures with 30° contact angle (unit:mm)

名称	样品直径/mm		
	10	15	20
R	5	7.5	10
E	17	17	17
D	5	5	5
J	1.5	1.5	1.5
C	12	12	12
A	30	30	30
B	10	10	10
G	10	10	10
F	2.59	3.88	5.18
I	12.51	13.17	13.83
H	5	5	5
α	30°	30°	30°
β	15°	15°	15°

2.3　试验研究进展

在核石墨断裂力学的研究中,除了前文提到的三点弯曲试验、四点弯曲试验和巴西圆盘劈裂试验以外,常见还有紧凑拉伸试验(compact tension, CT)、压缩双裂纹圆孔板(DCDC)、双扭试验等方法,下面对目前常用的断裂试验方法及研究结果进行简要归纳。

2.3.1　三点弯曲试验

三点弯曲试验主要用于研究Ⅰ型裂纹,是国际材料和结构实验室联合会(RILEM)推荐的测试方法。因其具有操作简单、对试验加载设备要求不高、试验成功率高以及结果可靠等优点,适用于准脆性材料的断裂特性研究,广泛应用于核石墨的研究中[119-121]。

史力等[14]进行了不同尺寸参数(宽度、厚度、长度、跨距和初始裂纹深度)的单边切口梁三点弯曲试验,分析了材料尺寸、各向异性和切口钝化效应对材料断裂行为的影响。YOON 等[105]对不同直径的圆柱体石墨试件进行了单轴拉伸试验,再将拉断的圆柱体试件用于三点弯曲试验,研究尺寸对于石墨试件抗拉强度和断裂韧性的影响,发现抗拉强度随尺寸增大而减小,断裂韧性的尺寸效应影响不显著。LI 等[121]为研究 NBG-18 核石墨的断裂行为,进行了不同尺寸的单边切口梁的三点弯曲试验,研究了尺寸对其断裂韧性和声发射相关统计特征的影响。YAMADA 等[122]对不同缺口尖端夹角的石墨梁进行了三点弯曲试验,得到了 IG-110 和 IG-430 核石墨的断裂韧性,并发现细颗粒石墨的断裂韧性不受缺口尖端夹角的影响。CHEN 等[41]为研究 IG11 石墨的断裂性能,对中心切口石墨梁进行了三点弯曲试验,并使用基于应力-能量的复合断裂准则的扩展有限元模型,对石墨梁的断裂行为模拟,证实了断裂准则的合理性。BHUSHAN 等[93]根据 ASTM D7779 标准进行了大量的单边缺口石墨梁的三点弯曲试验,并以断裂韧性(K_{IC})、临界 J 积分(J_{IC})和临界应变能释放率(G_{IC})作为表征参数,研究了双模性(拉伸和压缩时不同的应力应变行为)对石墨试件断裂行为的影响。TANG 等[123]基于黏聚裂纹模型,采用单边切口石墨梁的三点弯曲试验, 研究了 NG-CT-01 石墨梁断裂过程中的耗散能量。YI 等[77]采用带中心缺口梁的三点弯曲试验,获得了 IG11 石墨在冲击荷载下的动态断裂韧性,得到了明显高于静态荷载下的断裂韧性。

2.3.2　四点弯曲试验

如前所述,四点弯曲试验可以使试件的一部分处于纯弯段,理论上材料承受的应力状态更为简单,便于分析材料的断裂特性。MOSTAFAVI 等[124]采用四点弯曲加载和环形加载两种方式,研究了应力状态对 Gilsocarbon 石墨断裂行为的影响。MARROW 等[90]研究了各向同性石墨在四点弯曲荷载下的力学响应,发现在压缩状态下,石墨晶体的弹性应变与外界宏观应变呈线性关系,而在拉伸状态下,该关系是非线性的。顾晨光等[125]通过四点弯曲试验测量了犬骨型核石墨的断裂荷载,结合扩展有限单元法确定了适用于核石墨的断裂准则。LIU 等[39]为了同时获得核石墨在拉伸和压缩下的非线性损伤应力应变曲线,基于有限元模型修正技术从四点弯曲试验中反演了 IG11 石墨的损伤演化行为。

2.3.3　巴西劈裂试验

巴西圆盘由于试样形状简单、尺寸紧凑,广泛用于研究各种脆性材料在压缩荷载下的抗拉强度、Ⅰ型断裂韧性、Ⅰ-Ⅱ混合型断裂特性等[126]。巴西劈裂试验能在高温、辐射或氧化等极端条件下进行,是一种间接测量材料抗拉强度的方法。LIN 等[127]提出了一种针对核石墨材料属性的反演方法,并将该

方法用于巴西圆盘劈裂试验,表征了核石墨非均质和非线性的材料属性。MIRSAYAR 等[49]基于应变的断裂准则,分析了带中心裂纹的巴西圆盘石墨试件的Ⅰ-Ⅱ混合型断裂性能,并与其他准则进行了对比。林广等[128]以 IG11 核石墨为研究材料,通过圆盘压缩试验,对比了平板劈裂法、垫条劈裂法、标准圆弧劈裂法和等半径圆弧劈裂法测量抗拉强度的适用性,发现只有等半径圆弧劈裂法可以保证核石墨圆盘从中心起裂,从而获得准确抗拉强度。JIN 等[126]使用 DVC 技术观察巴西圆盘试件的三维位移场,研究了细粒石墨在Ⅰ型荷载和混合型荷载下的裂纹扩展准则。同样,WIGGER 等[129]使用 DVC 技术记录了巴西圆盘试件在Ⅰ、Ⅱ型循环静载下的三维全场变形,揭示了荷载停留试件对 Gilsocarbon 石墨裂纹变形和裂纹驱动力的影响。YI 等[16]通过改进巴西劈裂-环形压缩试验研究了核石墨在不同状态应力下的损伤演化规律,发现核石墨在拉伸应力下更容易发生损伤。田冬青等[130]采用巴西圆盘试验研究石墨颗粒粒径和试件尺寸对石墨抗拉强度和断裂特征的影响。

2.3.4 其他方法

紧凑拉伸(compact tension,CT)试件,相比于其他测量断裂韧性的标准试件,具有体积小、尺寸紧凑的优点,常用于测量金属材料平面应变断裂韧性[131],在石墨材料中多用于循环荷载下的断裂力学性能研究。OUAGNE 等[66]通过对 CT 试件施加循环载荷,基于非线性断裂力学得到了石墨随裂纹扩展而变化的断裂能,即 R 阻力曲线,并研究了材料的增韧机理,其试件几何形状如图 27 所示。FAZLUDDIN[29]和 HODGKINS[64]等同样采用 CT 试件研究了核石墨 R 阻力曲线。

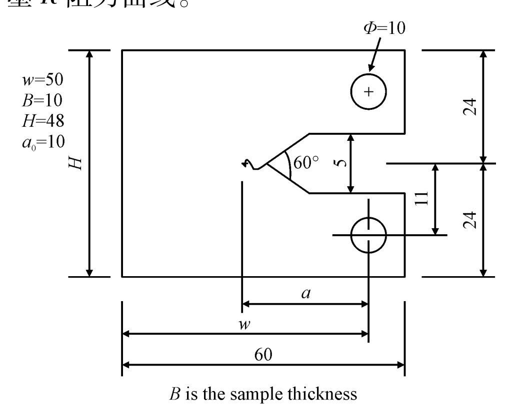


图 27 紧凑拉伸试件示意图[66]

Fig. 27 Schematic of compact tension specimen [66]

双扭(double torsion,DT)试件常用于脆性材料的断裂力学研究,其本质上由一端以四点弯曲支撑的矩形薄板组成。当加载时,试件预切缝两侧的扭转板发生变形,从而得到稳定扩展的Ⅰ型裂纹,如图 28 所示,其应力强度因子计算方法见文献[132]。由于 DT 试件中所产生的最大应力强度因子始终沿着上表面,因此 DT 试验在观察裂纹尖端发展上有着独特的优势。BECKER 等[63]利用 DIC 和 ESPI 技术测量 DT 试件的全场表面位移,以研究核石墨的裂纹萌生和扩展特性。

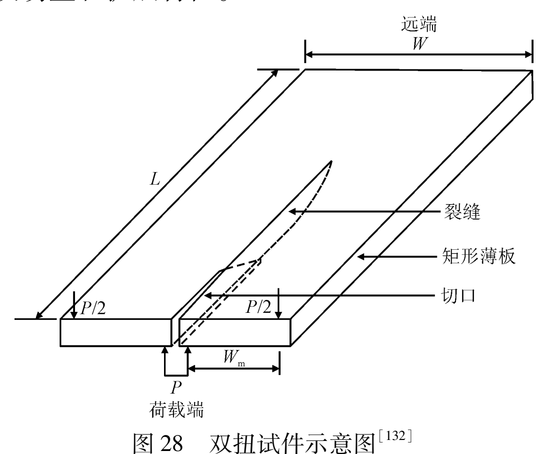


图 28 双扭试件示意图[132]

Fig. 28 Schematic of the double torsion specimen [132]

压缩双裂纹圆孔板(double cleavage drilled compression,DCDC)试件是一种适合Ⅰ型裂纹稳定扩展的试件,因其试件尺寸较小,方便制样,可用于评估辐照后石墨的断裂韧性,其形状及加载方式如图 29 所示。

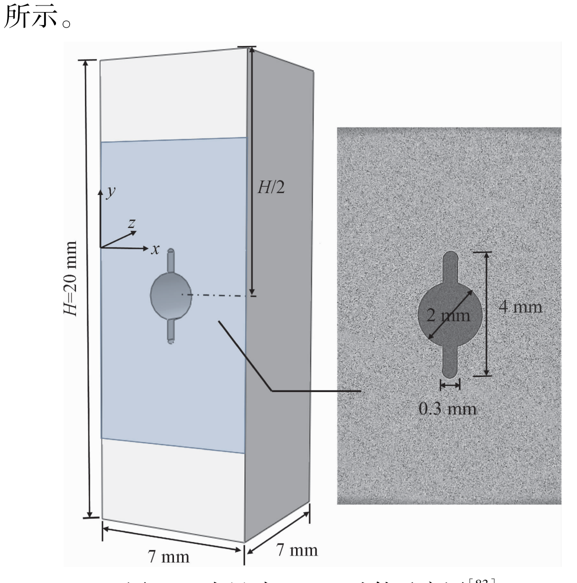


图 29 小尺寸 DCDC 试件示意图[83]

Fig. 29 Schematic of small DCDC specimen [83]

WADE-ZHU 等[133]在 DCDC 试验中,使用 XCT 技术记录了中子辐照及放射性氧化后石墨的裂纹发展过程,观察了辐照引起的石墨微观结构变化,分析

了辐照对石墨裂纹起裂、扩展和增韧的影响。JIN 等[61]利用 XCT + DVC 技术测量了 DCDC 试件裂纹周围的三维位移场,观测了中子辐照石墨和未经辐照石墨的三维裂纹特征,并计算了它们断裂韧性。SHEN 等[83]研究了从 DCDC 小试件试验中评估核石墨弹性模量及断裂韧性的方法。

3　核石墨断裂力学研究展望

核石墨广泛应用于核设施构件,作为慢化剂、反射层、堆芯结构材料等。这些构件在高温、强辐射环境下服役,评价其辐照和氧化腐蚀后的断裂特性对于反应堆的设计和安全评估十分重要。在反应堆中,石墨材料的用量十分巨大,但受国内材料研发和制造水平所限,反应堆部分关键材料仍采用国外进口[134]。从长远发展看,IG110 核石墨材料出口可能受到管制,核石墨材料国产化自主保供势在必行;此外,高温堆石墨堆芯结构在役检查、延寿、退役后处理等未来研究领域,也需要我国完全掌握核石墨的国产化相关技术[135]。

3.1　服役环境对核石墨断裂性能的影响

在反应堆运行条件下,核石墨要经受中子辐照、高温等条件的考验,其微观结构的改变使其弹性模量、抗拉强度、断裂韧性等宏观力学参数发生变化,导致石墨构件中的应力-应变状态始终也在变化。研究服役环境对石墨力学性能的影响,有助于合理的设计反应堆,保证堆内石墨构件的稳定性和完整性,同时为建立允许条件下的材料损伤理论模型提供依据[26]。

从近些年的研究情况看,石墨的氧化行为研究主要针对大气环境下与空气反应的氧化动力学研究,以模拟高温气冷堆进气事故下的石墨氧化腐蚀。卢厚地等[136]开展了不同氧化程度下 IG-11 石墨的表面二维电镜扫描观测和三维 CT 扫描观测实验,分析了石墨氧化后的表面形态特征和内部微结构分布特点。在二维灰度切片实验结果的基础上,对孔隙和高密度颗粒结构的空间分布随试样氧化程度的变化进行定量分析,将 CT 扫描的不同试样内部所有像素点的灰度平均值与试样密度进行标定,得到石墨试样的标定结果。

一般认为,核石墨的辐照损伤与快中子辐照导致的碳原子离位有关。离位碳原子在石墨晶格中留下空位缺陷,堆积之后会产生间隙原子簇,从而引起核石墨的尺寸变化[137]。此外,反应堆中的温度不均匀,在大尺度石墨构件上呈梯度分布,温度梯度将引起热应力。因此,反应堆中的核石墨通常设计成石墨砖的形式,使用键、销、榫、槽等结构连接,为辐照和高温可能引起的尺寸变化预留足够的空隙。此外,辐照会对核石墨的杨氏模量、热膨胀系数造成影响,而核石墨的尺寸变化,在不连续的地方会产生应力集中现象而出现裂纹,最终会影响核石墨的应力状态和完整性。WADSWORTH 等[138]使用基于内聚力本构的扩展有限元模型(XFEM),研究了辐照温度和中子剂量对反应堆石墨砖断裂特征、裂纹萌生和裂纹扩展的影响,发现裂纹在石墨转键槽圆角附近开始萌生,并且随着温度和中子剂量的增加,裂纹萌生的速度加快。并且,ARREGUI-MENA 等[139]在考虑热膨胀系数和杨式模量的空间变异性后,有限元模拟的石墨砖中的热应力显著增加。这些因素都关系到核石墨在服役过程中的状态,可能引发核石墨的断裂和疲劳,增加了对核石墨进行失效评估的必要性。

迄今为止,人们对辐照和辐射氧化诱导的石墨微观结构演变如何影响材料强度性能和断裂行为的理解有限。考虑到反应堆的特殊性和复杂性,实验研究有很大的局限性。因此,要研究核石墨的氧化、高温和辐照特性,需要发展新的实验手段,对核石墨在不同环境下的氧化腐蚀、辐照损伤特性进行研究,以探索核反应堆在正常运行工况下的材料损伤和失效机制。在材料试验反应器中使用较小的样品可以增加样品数量,从而扩展石墨特性在役环境影响的数据库。从理论上证明、预测和评价石墨的辐照行为十分必要。将理论与试验紧密结合,对石墨结构和性能的关系,中子辐照引起石墨结构和性能变化的机制进行深入的研究,在微观和宏观相结合的层面上,查明石墨结构的形成及其辐照损伤过程的机制,对指导核石墨的研发,辐照性能的预测和经济评价,降低核石墨的研发投入都有重要的意义。

3.2　核石墨断裂过程区的合理表征

石墨材料在达到最大的承载能力前,将经历弥散微裂纹的形成、扩展和聚集过程,当达到最大载荷时,主裂纹将快速失稳扩展,直至试件最终破坏失效。根据断裂力学理论,在微裂纹发展区会形成尺寸、形状达到相对稳定状态的区域,该区域即为

FPZ。FPZ的应力状态、能量状态直接决定着裂纹是否扩展,也决定着整个构件的失效。不同的材料有着不同的断裂过程,金属材料、脆性以及准脆性材料的断裂过程区影响大小也是不同。对脆性以及准脆性材料,如石墨、陶瓷、混凝土等材料,裂纹尖端附近的断裂过程区比塑性硬化区域大的多,相较而言,塑性硬化区域是可以忽略不计的。因此,进行失效分析时,需要将断裂过程区的应力状态和能量状态作为重点对象来分析,分析FPZ的形成过程、FPZ内部微裂纹发展过程、FPZ的应力状态(如临界应力、应力重分布)及能量状态(如能量释放率、断裂韧性)等对材料失效的影响。

3.2.1 核石墨裂纹的准确识别

核石墨的微细观裂纹扩展特性决定了其宏观的断裂行为。目前对核石墨断裂力学特性的研究和分析绝大多数依赖于准确的裂纹信息。为了能够精确地识别裂纹,国内外学者提出了多种分析方法,例如应变阈值法[140],应变极大值法[77]和相位一致性[61,82]等方法。不同的观测手段和识别方法会导致不同程度的误差,判断何种方法适用于核石墨材料,明确不同尺寸下的裂纹识别方法,确定其裂纹扩展特性,对后期通过数值分析确定材料的断裂性能至关重要。

3.2.2 核石墨断裂过程区特性

核石墨的断裂过程区可以理解为裂纹尖端附近的损伤区域,包含大量微裂纹,随着载荷水平的增加,裂纹尖端前方的微裂纹密度逐渐增加;当损伤区域完全发展时,发生断裂破坏。因此,其断裂过程区(FPZ)特性包含两大要素:损伤区域尺寸和非线性断裂行为。明确核石墨的FPZ的尺寸及非线性行为,建立合理的FPZ判别依据,对定量评估材料的损伤演化和模拟构件的非线性断裂行为非常关键。

目前评估准脆性材料断裂过程区FPZ尺寸的方法较多,并没有统一和标准的方法。试验测量法比较直观,采用各种测量仪器观测裂纹的发展演化,获得试件面位移场或体位移场,通过定义合适的变形(位移、应变)或应力阈值,确定FPZ尺寸。CHEN等[41]采用ESPI技术观测IG11石墨梁(跨度 = 200 mm)的裂纹演化,从干涉相位图发现,在裂纹尖端有一个相位条纹杂乱的区域,该区域的最大尺寸约8.7 mm;同时,利用COD曲线确定FPZ长度,当FPZ完全发展时,其长度可达9.6 mm。除了测量方法的影响,FPZ尺寸还可能与试件尺寸有关,对于小尺寸试件,其值可能不足1 mm。

针对带裂纹的材料,这里介绍一个简单的评估模型,基于Dugdale型[141]损伤区域模型,FPZ尺寸r_C由下式确定,即

$$r_C = \frac{\pi}{8}\left(\frac{K_{IC}}{\sigma_d}\right)^2 \tag{31}$$

式中,σ_d对应裂纹尖端损伤区的起始应力水平。

假定在一个简单拉伸试验中破坏区产生时所施加的应力是极限抗拉强度f_t的50%。在该应力水平下,微裂纹开始出现并逐渐聚结,材料的应力-应变关系表现出一定的非线性。因此,考虑$\sigma_d = 0.5f_t$并代入式(31)中,可得

$$r_C = \frac{\pi}{2}\left(\frac{K_{IC}}{f_t}\right)^2 \tag{32}$$

进而,考虑核石墨的Ⅰ型断裂特性和抗拉强度,可通过式(32)评估其损伤区域的尺寸。然而,上式是基于损伤起始应力等于$0.5f_t$的假设,实际材料的损伤起始应力与材料抗拉强度的关系如何,需要更多的试验证据。因此,要确定核石墨FPZ尺寸,提出适用的方法和计算公式,还需要进一步的研究和验证。与裂纹的准确识别类似,分析材料应力集中区的应力和变形或者断裂过程区的非线性断裂行为,可为确定FPZ尺寸提供明确的物理意义。

关于断裂过程区的非线性断裂行为,当材料无明显的不连续变形(裂纹)时,其行为可以通过应力集中区的非线性本构关系来描述,该本构关系可进一步发展成损伤演化参数。在有裂纹的情况下,核石墨的非线性断裂行为可以由黏聚裂纹模型[141-143]来表征。根据该模型,裂纹的起裂和扩展由黏聚应力与裂纹张开位移(COD)之间的关系,即拉伸软化曲线所控制[144]。值得注意的是,不同的石墨型号,其非线性断裂行为有所区别,相应的拉伸软化曲线也不相同,需要根据石墨型号开展专门的研究。

3.3 核石墨断裂特性的尺寸效应

根据断裂力学理论,石墨的断裂韧性可通过解析方法从边界条件入手确定。要获取暴露在运行条件下的石墨,目前有两种方法:在材料试验反应堆中进行辐照实验,或者从运行反应堆中钻芯取样,即开孔法,这些石墨的来源限制了样品的尺寸。小尺寸试样易受摩擦效应、约束效应、错位和机械加工残余应力等因素影响,使得边界条件无法达到理论“完美”的假设,难以通过加载边界得到代表性应力场,

理论解析方法存在局限性。而且实际反应堆结构较复杂，构件的尺寸和形状多种多样，采用标准解析方法确定材料断裂韧性比较困难。因此，建立适合于小尺寸试件和复杂构件断裂特性的试验和分析方法很有必要。

此外，核石墨的断裂参数一般通过实验室小尺寸标准试样确定，然而由于实际的堆芯结构往往尺寸较大且形状复杂，通过小尺寸试样获得的断裂参数对大尺寸构件是否适用，或者材料微细观尺度上的裂纹扩展如何影响宏观尺度上的构件失效行为，材料的断裂机理是否存在明显的尺寸效应等，探明以上问题对核反应堆的堆芯结构设计及安全性评估至关重要。要确定核石墨断裂性能的尺寸效应，需要从多尺度上对核石墨的损伤演化和断裂机理进行研究，需要对大尺寸的复杂石墨构件进行试验和有限元模拟验证。

4　结　论

本研究介绍了核石墨断裂力学理论的研究现状，包括失效评估、断裂准则、非线性断裂力学模型以及多尺度分析方法，归纳了确定核石墨断裂参数需采用的标准试验方法及目前的试验研究进展，从服役环境的影响、断裂过程区的表征及尺寸效应 3 个方面讨论了核石墨断裂力学的研究展望。总的来说，未来开展核石墨断裂性能相关研究，以下几个方面值得关注。

1）目前核石墨 Ⅰ 型、Ⅱ 型及 Ⅰ／Ⅱ 混合型断裂特性的研究相对较多，但材料的受力状态相对简单，将来开展复杂应力状态下，尤其是带缺陷石墨构件的断裂试验和分析研究很有必要，可以全面理解核石墨的断裂机制。

2）针对小尺寸试件，建立合适的断裂试验和分析方法；开展多尺寸核石墨试件的断裂试验，分析试件尺寸对裂纹扩展规律、FPZ 特性以及断裂参数的影响，探明材料微细观裂纹扩展与宏观构件失效行为之间的联系，确定核石墨断裂性能的尺寸效应。

3）发展新的试验手段，对辐照、氧化腐蚀及二者耦合作用下的核石墨断裂性能进行研究，以探索核反应堆正常运行工况下的材料损伤及断裂失效机制。

4）结构层次上，采用理论分析和数值模拟方法，对大型石墨堆体结构在各种因素（如荷载、高温、辐照及地震作用等）下的响应机制进行模拟分析和预测，为实际核反应堆的堆芯设计及安全性评估提供科学依据。

参考文献：

[1] 舒印彪，张丽英，张运洲，等. 我国电力碳达峰、碳中和路径研究[J]. 中国工程科学，2021，23（6）：1-14.
SHU Yinbiao，ZHANG Liying，ZHANG Yunzhou，et al. Carbon peak and carbon neutrality path for China's power industry[J]. Strategic study of CAE，2021，23（6）：1-14（in Chinese）.

[2] 高敬，魏一骏. 我国第一座自行设计、自行建造的核电站安全发电 30 年[EB/OL].（2021-12-16）[2023-09-04]. https://news. bjx. com. cn/html/20211216/1193993. shtml.

[3] 央视新闻. 我国三代核电技术"国和一号"研发完成[EB/OL].（2020-09-28）[2023-09-05]. http://m. news. cctv. com/2020/09/28/ARTIhjAdNY3UV7NSI45jdgog200928. shtml.

[4] 央视新闻. 全国人大代表、中核集团总经理顾军：核能将为碳达峰碳中和目标的实现提供有力支撑[EB/OL].（2021-03-10）[2023-09-12]. https://baijiahao. baidu. com/s? id = 1693831734681081576&wfr = spider&for = pc.

[5] 徐世江. 核工程中的石墨和炭素材料（第一讲）[J]. 炭素技术，2000，19（1）：42-45.
XU Shijiang. Graphite and carbona ceous material in nuclear engineering[J]. Carbon techniques，2000，19（1）：42-45（in Chinese）.

[6] 李明阳，张雷敏，吕沙沙，等. 离子辐照和氧化对 IG-110 核级石墨中的点缺陷的影响[J]. 物理学报，2019，68（12）：260-268.
LI Mingyang，ZHANG Leimin，LÜ Shasha，et al. Effects of ion irradiation and oxidation on point defects in IG-110 nuclear grade graphite[J]. Acta physica Sinica，2019，68（12）：260-268（in Chinese）.

[7] 刘志远，祝叶华，徐丽娇，等. 2020 年中国重大科学、技术和工程进展[J]. 科技导报，2021，39（3）：12-30.
LIU Zhiyuan，ZHU Yehua，XU Lijiao，et al. Top advances of science，technology and engineering from China in 2020[J]. Science & technology review，2021，39（3）：12-30（in Chinese）.

[8] KANE J，KARTHIK C，BUTT D P，et al. Microstructural characterization and pore structure analysis of nuclear graphite[J]. Journal of nuclear materials，2011，415（2）：189-197.

[9] JING S P，ZHANG C，PU J，et al. 3D microstructures of nuclear graphite：IG-110，NBG-18 and NG-CT-10[J]. Nuclear science and techniques，2016，27（3）：66.

[10] 汪超洋，张振声，于溯源. 高温气冷堆石墨材料强度的评价[J]. 核动力工程，2001，22（4）：321-323.
WANG Chaoyang，ZHANG Zhensheng，YU Suyuan. Assessment of Graphite Strength in the HTR-10 Structure[J]. Nuclear power engineering，2001，22（4）：321-323（in Chinese）.

[11] ROSE A P G，TUCKER M O. A fracture criterion for nuclear graphite[J]. Journal of nuclear materials，1982，110（2/3）：

186-195.

[12] MOSKOVIC R, FLEWITT P E J, SCHLANGEN E, et al. Understanding fracture behaviour of PGA reactor core graphite: Perspective[J]. Materials science and technology, 2014, 30(2): 129-145.

[13] ZHOU X W, YANG Y, SONG J, et al. Carbon materials in a high temperature gas-cooled reactor pebble-bed module[J]. New carbon materials, 2018, 33(2): 97-108.

[14] 史力,王洪涛,王海涛,等. 核级石墨材料断裂韧性实验研究[J]. 核动力工程, 2011, 32(增刊1): 185-188.
SHI Li, WANG Hongtao, WANG Haitao, et al. Experimental study on fracture toughness of nuclear graphite[J]. Nuclear power engineering, 2011, 32(S1): 185-188(in Chinese).

[15] CARROLL M C, ROHRBAUGH D T, CHAKRABORTY P, et al. Evaluating alternate test techniques to characterize mechanical properties in nuclear-grade graphites[C]//HTR 2016: International Topical Meeting on High Temperature Reactor Technology. [S. l.]: [s. n.], 2016: 269-275.

[16] YI Y, XING T Z, LIU G Y, et al. Effects of tensile and compressive stresses on damage evolution law of nuclear graphite[J]. Journal of nuclear materials, 2023, 583: 154513.

[17] NEMETH N N, BRATTON R L. Overview of statistical models of fracture for nonirradiated nuclear-graphite components[J]. Nuclear engineering and design, 2010, 240(1): 1-29.

[18] MOHANTY S, MAJUMDAR S, SRINIVASAN M. Constitutive modeling and finite element procedure development for stress analysis of prismatic high temperature gas cooled reactor graphite core components[J]. Nuclear engineering and design, 2013, 260: 145-154.

[19] SUMITA J, SHIMAZAKI Y, SHIBATA T. Investigation on structural integrity of graphite component during high temperature 950 ℃ continuous operation of HTTR[J]. Journal of nuclear science and technology, 2014, 51(11/12): 1364-1372.

[20] TSANG D K L, MARSDEN B J. The development of a stress analysis code for nuclear graphite components in gas-cooled reactors[J]. Journal of nuclear materials, 2006, 350(3): 208-220.

[21] SVALBONAS V, STILWELL T C, ZUDANS Z. Rules for design of nuclear graphite core components — some considerations and approaches[J]. Nuclear engineering and design, 1978, 46(2): 313-333.

[22] BURCHELL T D. A microstructurally based fracture model for polygranular graphites[J]. Carbon, 1996, 34(3): 297-316.

[23] BURCHELL T D, SNEAD L L. The effect of neutron irradiation damage on the properties of grade NBG-10 graphite[J]. Journal of nuclear materials, 2007, 371(1/2/3): 18-27.

[24] BURCHELL T D, ERDMAN I, DONALD L, et al. The fracture toughness of nuclear graphites grades[EB/OL]. [2021-10-03]. https://www. ornl. gov/publication/fracture-toughness-nuclear-graphites-grades-0.

[25] TUCKER M O, MCLACHLAN N. Fracture and microstructure of graphites[J]. Journal of physics D: Applied physics, 1993, 26(6): 893.

[26] 徐世江,康飞宇. 核工程中的炭和石墨材料[M]. 北京:清华大学出版社, 2010.

[27] LIU G Y, WANG L, YI Y, et al. Inverse identification of graphite damage properties under complex stress states[J]. Materials & design, 2019, 183: 108135.

[28] 赵木. 高温气冷堆核级石墨相关问题研究[J]. 核安全, 2014, 13(4): 34-38.
ZHAO Mu. Study on related problems of nuclear graphite for high temperature gas-cooled reactor[J]. Nuclear safety, 2014, 13(4): 34-38(in Chinese).

[29] FAZLUDDIN S. Crack growth resistance in nuclear graphite[D]. Leeds: University of Leeds, 2002.

[30] TORABI A R, FAKOOR M, PIRHADI E. Tensile fracture in coarse-grained polycrystalline graphite weakened by a U-shaped notch[J]. Engineering fracture mechanics, 2013, 111: 77-85.

[31] TORABI A R, PIRHADI E. Stress-based criteria for brittle fracture in key-hole notches under mixed mode loading[J]. European journal of mechanics - a/solids, 2015, 49: 1-12.

[32] MOSTAFAVI M, MCDONALD S A, MUMMERY P M, et al. Observation and quantification of three-dimensional crack propagation in poly-granular graphite[J]. Engineering fracture mechanics, 2013, 110: 410-420.

[33] 王泓杰,史力,王晓欣,等. ASME规范概率评价方法对细颗粒石墨的适用性研究[J]. 原子能科学技术, 2017, 51(12): 2306-2311.
WANG Hongjie, SHI Li, WANG Xiaoxin, et al. Study on application of probabilistic method in asme standard on fine-grained graphite[J]. Atomic energy science and technology, 2017, 51(12): 2306-2311(in Chinese).

[34] KTA. KTA - 3232 HTR ceramic pressure for vessels internals[Z]. Germany: Nuclear Safety Standards Commission, 1992.

[35] HINDLEY M P, MITCHELL M N, ERASMUS C, et al. A numerical stress based approach for predicting failure in NBG-18 nuclear graphite components with verification problems[J]. Journal of nuclear materials, 2013, 436(1/2/3): 175-184.

[36] 丁冬,高彦涛,杨雄,等. 基于ASME规范的核石墨改进概率评价方法研究[J]. 核技术, 2019, 42(1): 85-90.
DING Dong, GAO Yantao, YANG Xiong, et al. Study on improved probability evaluation method of nuclear graphite based on ASME specification[J]. Nuclear techniques, 2019, 42(1): 85-90(in Chinese).

[37] 丁冬. 核石墨概率失效方法评定[D]. 上海:中国科学院上海应用物理研究所, 2019.

[38] WU J Y. A unified phase-field theory for the mechanics of damage and quasi-brittle failure[J]. Journal of the mechanics and physics of solids, 2017, 103: 72-99.

[39] LIU G Y, WANG L, YI Y, et al. Inverse identification of tensile and compressive damage properties of graphite material based on a sin-

gle four-point bending test[J]. Journal of nuclear materials,2018,509:445-453.

[40] WANG L,JIA S G,YI Y,et al. Effects of damage evolution on tensile strength measurement of nuclear graphite material by ring compression test[J]. Journal of nuclear materials,2021,555:153128.

[41] CHEN H H N,SU R K L,FOK S L,et al. Fracture behavior of nuclear graphite under three-point bending tests[J]. Engineering fracture mechanics,2017,186:143-157.

[42] MIRSAYAR M M. On fracture of kinked interface cracks - the role of T-stress[J]. Materials & design,2014,61:117-123.

[43] MIRSAYAR M M,JONEIDI V A,PETRESCU R V V,et al. Extended MTSN criterion for fracture analysis of soda lime glass[J]. Engineering fracture mechanics,2017,178:50-59.

[44] MIRSAYAR M M. Mixed mode fracture analysis using extended maximum tangential strain criterion[J]. Materials & design,2015,86:941-947.

[45] BERTO F,LAZZARIN P. Recent developments in brittle and quasi-brittle failure assessment of engineering materials by means of local approaches[J]. Materials science and engineering R:reports,2014,75:1-48.

[46] BERTO F,LAZZARIN P,AYATOLLAHI M R. Brittle fracture of sharp and blunt V-notches in isostatic graphite under pure compression loading[J]. Carbon,2013,63:101-116.

[47] TORABI A R,CAMPAGNOLO A,BERTO F. Local strain energy density to predict mode II brittle fracture in Brazilian disk specimens weakened by V-notches with end holes[J]. Materials & design,2015,69:22-29.

[48] SATO S,AWAJI H,KAWAMATA K,et al. Fracture criteria of reactor graphite under multiaxial stesses[J]. Nuclear engineering and design,1987,103(3):291-300.

[49] MIRSAYAR M M,BERTO F,ALIHA M R M,et al. Strain-based criteria for mixed-mode fracture of polycrystalline graphite[J]. Engineering fracture mechanics,2016,156:114-123.

[50] ZOU Z,FOK S L,OYADIJI S O,et al. Failure predictions for nuclear graphite using a continuum damage mechanics model[J]. Journal of nuclear materials,2004,324(2/3):116-124.

[51] BARHLI S M,SAUCEDO-MORA L,JORDAN M S L,et al. Synchrotron X-ray characterization of crack strain fields in polygranular graphite[J]. Carbon,2017,124:357-371.

[52] ERDOGAN F,SIH G C. On the crack extension in plates under plane loading and transverse shear[J]. Journal of fluids engineering,1963,85(4):519-525.

[53] CHANG K J. On the maximum strain criterion—a new approach to the angled crack problem[J]. Engineering fracture mechanics,1981,14(1):107-124.

[54] AYATOLLAHI M R,ALIHA M R M. Mixed mode fracture analysis of polycrystalline graphite - a modified MTS criterion[J]. Carbon,2008,46(10):1302-1308.

[55] WILLIAMS M L. On the stress distribution at the base of a stationary crack[J]. Journal of applied mechanics,1957,24(1):109-114.

[56] AWAJI H,SATO S. Combined mode fracture toughness measurement by the disk test[J]. Journal of engineering materials and technology,1978,100(2):175-182.

[57] SAGHAFI H,AYATOLLAHI M R,SISTANINIA M. A modified MTS criterion (MMTS) for mixed-mode fracture toughness assessment of brittle materials[J]. Materials science and engineering:A,2010,527(21/22):5624-5630.

[58] QIAN J,FATEMI A. Mixed mode fatigue crack growth:a literature survey[J]. Engineering fracture mechanics, 1996, 55(6):969-990.

[59] JENQ Y,SHAH S P. Two parameter fracture model for concrete[J]. Journal of engineering mechanics, 1985, 111(10):1227-1241.

[60] LAZZARIN P,BERTO F,AYATOLLAHI M R. Brittle failure of inclined key-hole notches in isostatic graphite under in-plane mixed mode loading[J]. Fatigue & fracture of engineering materials & structures,2013,36(9):942-955.

[61] JIN X C,WADE-ZHU J,CHEN Y,et al. Assessment of the fracture toughness of neutron-irradiated nuclear graphite by 3D analysis of the crack displacement field[J]. Carbon,2021,171:882-893.

[62] BARHLI S M,MOSTAFAVI M,CINAR A F,et al. J-integral calculation by finite element processing of measured full-field surface displacements[J]. Experimental mechanics, 2017, 57(6):997-1009.

[63] BECKER T H,MARROW T J,TAIT R B. Damage,crack growth and fracture characteristics of nuclear grade graphite using the double torsion technique[J]. Journal of nuclear materials,2011,414(1):32-43.

[64] HODGKINS A,MARROW T J,MUMMERY P,et al. X-ray tomography observation of crack propagation in nuclear graphite[J]. Materials science and technology,2006,22(9):1045-1051.

[65] TUCKER M O,ROSE A P G,BURCHELL T D. The fracture of polygranular graphites[J]. Carbon,1986,24(5):581-602.

[66] OUAGNE P,NEIGHBOUR G B,MCENANEY B. Crack growth resistance in nuclear graphites[J]. Journal of physics D:Applied physics,2002,35(9):927.

[67] SAKAI M,URASHIMA K,INAGAKI M. Energy principle of elastic-plastic fracture and its application to the fracture mechanics of a polycrystalline graphite[J]. Journal of the American Ceramic Society,1983,66(12):868-874.

[68] SAKAI M,YOSHIMURA J I,GOTO Y,et al. R-curve behavior of a polycrystalline graphite:microcracking and grain bridging in the wake region[J]. Journal of the American Ceramic Society,1988,71(8):609-616.

[69] ANDERSON T L. Fracture mechanics:fundamentals and applications[M]. 4th ed. Boca Raton:CRC Press,2017.

[70] DAHL W,LANGENBERG P. Fracture toughness testing of metallic materials[M]//BUSCHOW K H J,CAHN R W,FLEMINGS M C,

et al. Encyclopedia of Materials: Science and Technology. Oxford: Elsevier, 2001: 3336-3340.

[71] SAKAI M. Fracture mechanics of refractory materials[J]. Taikabutsu overseas, 1988, 8(2): 4-12.

[72] EVANS A G, FABER K T. Crack-growth resistance of microcracking brittle materials[J]. Journal of the American Ceramic Society, 1984, 67(4): 255-260.

[73] OUAGNE P. Fracture property changes with oxidation and irradiation in nuclear graphites[D]. Bath: University of Bath, 2001.

[74] ALLARD B, ROUBY D, FANTOZZI G, et al. Fracture behaviour of carbon materials[J]. Carbon, 1991, 29(3): 457-468.

[75] ROSE L R F. Effective fracture toughness of microcracked materials [J]. Journal of the American Ceramic Society, 1986, 69(3): 212-214.

[76] JONES R, WYKES C. Holographic and speckle interferometry: A discussion of the theory, practice, and application of the techniques [M]. 2nd ed. Cambridge: Cambridge University Press, 1989.

[77] YI Y, LIU G Y, LIN G, et al. Evaluating the dynamic fracture toughness of graphite via accurate determination of the dynamic crack propagation length[J]. Journal of nuclear materials, 2021, 543: 152502.

[78] 沈杰, 陈红鸟, MARROW T J. 采用数字图像体相关方法的核级石墨断裂特性研究[J]. 应用力学学报, 2023, 40(1): 171-178.
SHEN Jie, CHEN Hongniao, MARROW T J. The fracture characteristics of nuclear graphite using digital volume correlation method [J]. Chinese journal of applied mechanics, 2023, 40(1): 171-178 (in Chinese).

[79] ZHANG J, YU Z H, TANG Y X, et al. Fracture properties of concrete under cyclic loading[J]. Construction and building materials, 2021, 281: 122610.

[80] LAI S G, SHI L, FOK A, et al. A new method to measure crack extension in nuclear graphite based on digital image correlation[J]. Science and technology of nuclear installations, 2017, 2017: 2416545.

[81] YAN L Y, CINAR A, MA S C, et al. A method for fracture toughness measurement in trabecular bone using computed tomography, image correlation and finite element methods[J]. Journal of the mechanical behavior of biomedical materials, 2020, 109: 103838.

[82] CINAR A F, BARHLI S M, HOLLIS D, et al. An autonomous surface discontinuity detection and quantification method by digital image correlation and phase congruency[J]. Optics and lasers in engineering, 2017, 96: 94-106.

[83] SHEN J, MARROW T J, SCOTSON D, et al. Combined evaluation of Young modulus and fracture toughness in small specimens of fine grained nuclear graphite using 3D image analysis[J]. Journal of nuclear materials, 2022, 563: 153642.

[84] AYATOLLAHI M R, TORABI A R. Failure assessment of notched polycrystalline graphite under tensile-shear loading[J]. Materials science and engineering: A, 2011, 528(18): 5685-5695.

[85] HINDLEY M P, BLAINE D C, GROENWOLD A A, et al. Failure prediction of full-size reactor components from tensile specimen data on NBG-18 nuclear graphite[J]. Nuclear engineering and design, 2015, 284: 1-9.

[86] NEMETH N N, BRATTON R L. Statistical models of fracture relevant to nuclear-grade graphite: review and recommendations[EB/OL]. (2011-03-01)[2023-10-02]. https://ntrs.nasa.gov/citations/20110008737.

[87] AVRIL S, BONNET M, BRETELLE A S, et al. Overview of identification methods of mechanical parameters based on full-field measurements[J]. Experimental mechanics, 2008, 48(4): 381-402.

[88] LIU G Y, ZHANG R N, YI Y, et al. Experimental and simulation study on stress concentration of graphite components in tension [J]. Mechanics of materials, 2019, 130: 88-94.

[89] YODA S, ETO M, OKU T. Change in dynamic young's modulus of nuclear-grade isotropic graphite during tensile and compressive stressing[J]. Journal of nuclear materials, 1983, 119(2/3): 278-283.

[90] MARROW T J, LIU D, BARHLI S M, et al. In situ measurement of the strains within a mechanically loaded polygranular graphite[J]. Carbon, 2016, 96: 285-302.

[91] ZHENG G Q, XU P, SRIDHARAN K, et al. Pore structure analysis of nuclear graphites IG-110 and NBG-18[M]//SUNDARAM S K, FOX K, OHJI T, et al. Advances in Materials Science for Environmental and Nuclear Technology II. Hoboken: Wiley, 2011: 251-260.

[92] DE BOER J. The structure and properties of porous materials[M]. London: Butterworths, 1958.

[93] BHUSHAN A, PANDA S K. Experimental and computational correlation of fracture parameters K_{Ic}, J_{Ic}, and G_{Ic} for unimodular and bimodular graphite components[J]. Journal of nuclear materials, 2018, 503: 205-225.

[94] BECKER T, MARROW J. Modelling damage in nuclear graphite [C]//13th International Conference on Fracture 2013, ICF 2013. Beijing: Chinese Society of Theoretical and Applied Mechanics, 2013: 443-451.

[95] COSTANZO F, WALTON J R. A study of dynamic crack growth in elastic materials using a cohesive zone model[J]. International journal of engineering science, 1997, 35(12/13): 1085-1114.

[96] ZOU Z, FOK S L, MARSDEN B J, et al. Numerical simulation of strength test on graphite moderator bricks using a continuum damage mechanics model[J]. Engineering fracture mechanics, 2006, 73(3): 318-330.

[97] SU R K L, CHEN H H N, KWAN A K H. Incremental displacement collocation method for the evaluation of tension softening curve of mortar[J]. Engineering fracture mechanics, 2012, 88: 49-62.

[98] ROELFSTRA P E, WITTMANN F H. Numerical method to link strain softening with failure of concrete[M]//WITTMANN F H.

Fracture Toughness and Fracture Energy of Concrete. Amsterdam: Elsevier. 1986:163-175.

[99] OH-OKA T, KITSUTAKA Y, WATANABE K. Influence of short cut fiber mixing and curing time on the fracture parameters of concrete[J]. Journal of structural and construction engineering,2000, 65(529):1-6.

[100] HORDIJK D A. Local approach to fatigue of concrete[D]. Delft: Delft University of Technology,1991.

[101] TANG Y X, CHEN H N. Characterization on crack propagation of nuclear graphite under three-point bending[J]. Nuclear materials and energy,2019,20:100687.

[102] LIU D, MINGARD K, LORD O T, et al. On the damage and fracture of nuclear graphite at multiple length-scales[J]. Journal of nuclear materials,2017,493:246-254.

[103] LIU D, FLEWITT P E J. Deformation and fracture of carbonaceous materials using *in situ* micro-mechanical testing [J]. Carbon, 2017,114:261-274.

[104] ŠAVIJA B, LIU D, SMITH G, et al. Experimentally informed multi-scale modelling of mechanical properties of quasi-brittle nuclear graphite[J]. Engineering fracture mechanics,2016,153:360-377.

[105] YOON J H, BYUN T S, STRIZAK J P, et al. Characterization of tensile strength and fracture toughness of nuclear graphite NBG-18 using subsize specimens[J]. Journal of nuclear materials,2011, 412(3):315-320.

[106] ARREGUI-MENA J D, BODEL W, WORTH R N, et al. Spatial variability in the mechanical properties of Gilsocarbon[J]. Carbon,2016,110:497-517.

[107] SMITH G E, FLEWITT P E J, SCHLANGEN H. Multi-scale modelling of nuclear reactor core graphite[J]. Journal of multiscale modelling,2013,5(1):1350004.

[108] ESHELBY J D. The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems[J]. Proceedings of the royal society of london. series A. mathematical and physical sciences, 1957,241(1226):376-396.

[109] KYAW S T, SUN W, BECKER A A. Effects of compositions of filler, binder and porosity on elastic and fracture properties of nuclear graphite[J]. Journal of nuclear materials,2015,457:42-47.

[110] BANSAL M, SINGH I V, MISHRA B K, et al. A stochastic XFEM model for the tensile strength prediction of heterogeneous graphite based on microstructural observations[J]. Journal of nuclear materials,2017,487:143-157.

[111] YANG X, TSANG D K L. Evaluating young's modulus of porous nuclear graphite by a novel multi-scale method[J]. Journal of materials science,2017,52(18):10959-10971.

[112] ASTM. Standard test method for tensile stress-strain of carbon and graphite: ASTM C749-15 [S]. West Conshohocken, PA, USA: ASTM International. 2020.

[113] ASTM. Standard test method for tensile strength estimate by disc compression of manufactured graphite: ASTM D8289-20[S]. West Conshohocken, PA, USA: ASTM International,2020.

[114] AWAJI H, SATO S. Diametral compressive stress considering the hertzian contact[J]. Journal of the society of materials science, Japan,1978,27(295):336-341.

[115] ASTM. Standard test method for flexural strength of manufactured carbon and graphite articles using three-point loading at room temperature: ASTM D7972-14 [S]. West Conshohocken, PA, USA: ASTM International,2020.

[116] ASTM. Standard test method for flexural strength of manufactured carbon and graphite articles using four-point loading at room temperature: ASTM C651-20 [S]. West Conshohocken, PA, USA: ASTM International,2020.

[117] ASTM. Standard test method for determination of fracture toughness of graphite at ambient temperature: ASTM D7779-20[S]. West Conshohocken, PA, USA: ASTM International,2020.

[118] ASTM. Standard guide for work of fracture measurements on small nuclear graphite specimens; ASTM D8255-19[S]. West Conshohocken, PA, USA: ASTM International,2020.

[119] TANG Y X, SU R K L, CHEN H N. Characterization on tensile behaviors of fracture process zone of nuclear graphite using a hybrid numerical and experimental approach[J]. Carbon,2019,155:531-544.

[120] SAKAI M, NONOYAMA R. Nonlinear fracture of a polycrystalline graphite — size-effect law and Irwin's similarity[C]//Fracture Mechanics of Ceramics. Boston, MA: Springer US,2005:337-351.

[121] LI H Y, LI J Y, SINGH G, et al. Fracture behavior of nuclear graphite NBG-18[J]. Carbon,2013,60:46-56.

[122] YAMADA T, MATSUSHIMA Y, KURODA M, et al. Evaluation of fracture toughness of fine-grained isotropic graphites for HTGR [J]. Nuclear engineering and design,2014,271:323-326.

[123] TANG Y X, SU R K L, CHEN H N. Energy dissipation during fracturing process of nuclear graphite based on cohesive crack model [J]. Engineering fracture mechanics,2021,242:107426.

[124] MOSTAFAVI M, MCDONALD S A, ÇETINEL H, et al. Flexural strength and defect behaviour of polygranular graphite under different states of stress[J]. Carbon,2013,59:325-336.

[125] 顾晨光,曾广礼,杨雄,等. 犬骨型核石墨四点弯曲实验与模拟[J]. 核技术,2017,40(5):61-66.
GU Chenguang, ZENG Guangli, YANG Xiong, et al. Four-point bending experiment and simulation of dog bone nuclear graphite [J]. Nuclear techniques,2017,40(5):61-66(in Chinese).

[126] JIN X C, MARROW T J, WANG J R, et al. Crack propagation in fine grained graphites under mode I and mixed-mode loading, as observed in situ by microtomography [J]. Carbon, 2022, 193: 356-367.

[127] LIN L S, LI H Y, FOK A S L, et al. Characterization of heterogeneity and nonlinearity in material properties of nuclear graphite using an inverse method[J]. Journal of nuclear materials,2008,381(1/2):158-164.

[128] 林广,马沁巍,刘广彦,等.基于等半径圆弧劈裂法的核石墨圆盘抗拉强度测量[J].现代应用物理,2021,12(2):116-122.
LIN Guang, MA Qinwei, LIU Guangyan, et al. Tensile strength measurement of nuclear graphite disc based on disc splitting method with equal radius arc loading[J]. Modern applied physics, 2021,12(2):116-122(in Chinese).

[129] WIGGER T, LIN B, LUPTON C, et al. A 3D full-field study of cracks in a nuclear graphite under mode I and mode II cyclic dwell loading conditions[J]. Fatigue & fracture of engineering materials & structures,2020,43(8):1646-1657.

[130] 田冬青,史力,孙立斌,等.基于巴西圆盘试验的国产石墨拉伸强度及特性研究[J].原子能科学技术,2023,57(3):591-599.
TIAN Dongqing, SHI Li, SUN Libin, et al. Study on tensile strength and its characteristics of domestic graphite based on Brazilian disc test[J]. Atomic energy science and technology,2023,57(3):591-599(in Chinese).

[131] ASTM. Standard test method for plane-strain fracture toughness of metallic materials:ASTM E399-90[S]. West Conshohocken, PA, USA:ASTM International,2017:547-582.

[132] FULLER E R. An evaluation of double-torsion testing—analysis: STP36621S[S]. West Conshohocken, PA, USA: ASTM International,1979:3-18.

[133] WADE-ZHU J, KRISHNA R, BODEY A J, et al. 4D synchrotron X-ray microtomography of fracture in nuclear graphite after neutron irradiation and radiolytic oxidation[J]. Carbon, 2020, 168: 230-244.

[134] 徐世江.核工程中的石墨和炭素材料(第六讲)[J].炭素技术,2000,19(6):39-43.
XU Shijiang. Graphite and carbonaceous material in nuclear engineering[J]. Carbon techniques, 2000, 19(6):39-43(in Chinese).

[135] 史力,赵加清,刘兵,等.高温气冷堆关键材料技术发展战略[J].清华大学学报(自然科学版),2021,61(4):270-278.
SHI Li, ZHAO Jiaqing, LIU Bing, et al. Development strategy of key materials technology for the high temperature gas-cooled reactor[J]. Journal of Tsinghua University(science and technology), 2021,61(4):270-278(in Chinese).

[136] 卢厚地,王洪涛,金烈,等.核石墨氧化后微观结构观测与分析[J].原子能科学技术,2017,51(12):2312-2317.
LU Houdi, WANG Hongtao, JIN Lie, et al. Observation and analysis on micro-structure of oxidized nuclear graphite[J]. Atomic energy science and technology, 2017, 51(12):2312-2317(in Chinese).

[137] 徐世江.核石墨研发的设想[J].炭素技术,2010,29(3):55-60.
XU Shijiang. Some ideas about R & D of nuclear graphite[J]. Carbon techniques,2010,29(3):55-60(in Chinese).

[138] WADSWORTH M, KYAW S T, SUN W. Finite element modelling of the effect of temperature and neutron dose on the fracture behaviour of nuclear reactor graphite bricks[J]. Nuclear engineering and design,2014,280:1-7.

[139] ARREGUI-MENA J D, MARGETTS L, GRIFFITHS D V, et al. Spatial variability in the coefficient of thermal expansion induces pre-service stresses in computer models of virgin Gilsocarbon bricks[J]. Journal of nuclear materials,2015,465:793-804.

[140] 王笑然,王恩元,刘晓斐,等.煤样三点弯曲裂纹扩展及断裂力学参数研究[J].岩石力学与工程学报,2021,40(4):690-702.
WANG Xiaoran, WANG Enyuan, LIU Xiaofei, et al. Three-point-bending test of crack propagation and fracture parameters of coal specimens[J]. Chinese journal of rock mechanics and engineering,2021,40(4):690-702(in Chinese).

[141] DUGDALE D S. Yielding of steel sheets containing slits[J]. Journal of the mechanics and physics of solids,1960,8(2):100-104.

[142] BARENBLATT G I. The mathematical theory of equilibrium cracks in brittle fracture[J]. Advances in applied mechanics,1962,7:55-129.

[143] HILLERBORG A, MODÉER M, PETERSSON P E. Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements[J]. Cement and concrete research, 1976,6(6):773-781.

[144] ELICES M, ROCCO C, ROSELLÓ C. Cohesive crack modelling of a simple concrete: experimental and numerical results[J]. Engineering fracture mechanics,2009,76(10):1398-1410.

(编辑 黄崇亚 张璐)